

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации

Администрация Правительства Кузбасса

Научно-образовательный центр мирового уровня «Кузбасс»

Сибирский государственный индустриальный университет

**МЕТАЛЛУРГИЯ:
ТЕХНОЛОГИИ, ИННОВАЦИИ, КАЧЕСТВО
*«Металлургия – 2022»***

***Труды
XXIII Международной научно-практической конференции
23– 25 ноября 2022 г.***

Часть 1

**Новокузнецк
2022**

Редакционная коллегия

д.т.н., академик РАН Л.А. Смирнов, д.т.н., доцент А.Б. Юрьев,
д.т.н., профессор С.В. Коновалов, д.т.н., профессор Е.В. Протопопов,
д.т.н., профессор А.Р. Фастыковский, д.т.н., доцент Д.А. Чинахов,
к.т.н. Р.А. Шевченко, к.т.н., доцент О.А. Полях,
к.т.н. Е.Н. Темлянцева, д.т.н., доцент В.В. Зимин

М 540 Металлургия : технологии, инновации, качество : труды
XXIII Международной научно-практической конференции.
В 2 частях. Часть 1 / под общ. ред. А.Б. Юрьева, Сиб. гос. индустр.
ун-т. – Новокузнецк : Изд. центр СибГИУ, 2022. – 390 с. : ил.

Труды конференции включают доклады по актуальным вопросам теории и практики металлургических процессов, технологий обработки материалов, автоматизации, ресурсо- и энергосбережения, экологии и утилизации отходов металлургического производства.

Конференция проводится ежегодно.

ОРГАНИЗАТОРЫ И ПАРТНЕРЫ КОНФЕРЕНЦИИ

АДМИНИСТРАЦИЯ ПРАВИТЕЛЬСТВА КУЗБАССА
ФГБОУ ВО «СИБИРСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ИНДУСТРИАЛЬНЫЙ
УНИВЕРСИТЕТ»

АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

АО «РУСАЛ-НОВОКУЗНЕЦК»

АО «КУЗНЕЦКИЕ ФЕРРОСПЛАВЫ»

АО «НЗРМК им. Н.Е. КРЮКОВА»

ЛЯОНИНСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ НАУКИ И ТЕХНОЛОГИИ, Г. АНЫШАНЬ, КНР

ОАО «ЧЕРМЕТИНФОРМАЦИЯ»

ИЗДАТЕЛЬСТВО СИБИРСКОГО ОТДЕЛЕНИЯ РАН

ЖУРНАЛ «ИЗВЕСТИЯ ВУЗОВ. ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ»

ЖУРНАЛ «ВЕСТНИК СИБГИУ»

НАУЧНО-ОБРАЗОВАТЕЛЬНЫЙ ЦЕНТР МИРОВОГО УРОВНЯ «КУЗБАСС»

АО «КУЗБАССКИЙ ТЕХНОПАРК»

Уважаемые коллеги!

Организационный комитет приветствует участников XXIII Международной научно-практической конференции «Металлургия: технологии, инновации, качество». Впервые конференция была проведена в 1997 г. и в последующие десятилетия приобрела популярность и известность не только в Кузбассе и России, но и в странах ближнего и дальнего зарубежья. Традиционно, осенью, на несколько дней Сибирский государственный индустриальный университет превращается в площадку оживленных дискуссий, профессионального обсуждения и ознакомления научной и производственной общественности с новейшими результатами исследований и технологических решений в области металлургического производства, обработки и сварки металлов и сплавов, ресурсосбережения, рециклинга и экологии, автоматизации и цифровизации процессов производства, определяются передовые тенденции и задачи на перспективу.

В работе конференции приняли участие ученые образовательных и научных организаций, ведущие специалисты промышленных предприятий России, Китая, Казахстана, Таджикистана, Азербайджана, Канады, Ирака, направившие в адрес организационного комитета 105 докладов.

Секции конференции:

1. Исследования, теория и практика металлургических процессов.
2. Исследования, теория и технология обработки материалов металлургического производства.
3. Современные технологии обработки металлов.
4. Ресурсо- и энергосбережение, экология и утилизация отходов металлургического производства, охрана труда.
5. Автоматизация металлургических и производственных процессов.

Организационный комитет выражает благодарность всем участникам конференции за высокую активность, творческое и эффективное взаимодействие, партнерство и взаимную поддержку. Уверены, что обмен опытом, высокопрофессиональное обсуждение актуальных научных проблем станут мощным толчком к их эффективному решению, а труды конференции внесут весомый вклад в пропаганду и продвижение передовых достижений мировой и отечественной металлургии.

КУЗНЕЦКОЙ НАУЧНОЙ ШКОЛЕ ЛИТЕЙЩИКОВ 90 ЛЕТ

Князев С.В., Усольцев А.А., Куценко А.И.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, krookia@mail.ru*

Аннотация: В 2022 году Кузнецкой школе литейщиков исполняется 90 лет. Кафедра литейного производства является практически ровесницей университета, это одна из старейших специальных профильных кафедр. За свои 90 лет, с 30-х годов прошлого века литейщики ощутили на себе все исторические вехи развития нашей страны в целом и города Новокузнецка (Кузнецка, Сталинска) в частности: строительство Кузнецкого металлургического комбината (КМК), Великая Отечественная война, годы послевоенного восстановления страны, интенсивное развитие металлургической промышленности, распад СССР, переход к рыночной экономике, демократизация общества. Коллектив кафедры непрерывно менялся, постоянно решая все новые и новые задачи по развитию научных направлений литейного производства, организации учебного процесса, совершенствованию лабораторной базы, внедрению современных технологий обучения, открытию новых специализаций, но, несмотря на возникающие при этом трудности, он с гордостью следовал славным традициям, заложенным основателями и заведующими кафедрой П.Н. Бидулей, А.И. Смирновым, Б.П. Сергеевским и А.Я. Храповым. Сегодняшние сотрудники университета, продолжатели Кузнецкой школы литейщиков помнят историю, чтят, сохраняют и приумножают ее традиции.

Ключевые слова: литейное производство, история, традиции, научная школа, кафедра.

KUZNETSK SCIENTIFIC SCHOOL OF FOUNDRY WORKERS 90 YEARS OLD

Knyazev S.V., Usoltsev A.A., Kutsenko A.I.

*Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, krookia@mail.ru*

Abstract: In 2022, the Kuznetsk School of Casters turns 90 years old. The Department of Foundry is almost the same age as the University, it is one of the oldest special specialized departments. Over its 90 years, since the 30s of the last century, foundry workers have felt on themselves all the historical milestones of the development of our country as a whole and the city of Novokuznetsk (Kuznetsk, Stalinsk) in particular: the construction of the Kuznetsk Metallurgical Plant (KMK), the Great Patriotic War, the years of post-war restoration of the country, the intensive development of the metallurgical industry, the collapse of the USSR,

the transition to a market economy, the democratization of society. The staff of the department constantly changed, constantly solving more and more new problems for the development of scientific areas of foundry, organization of the educational process, improvement of the laboratory base, the introduction of modern teaching technologies, the opening of new specializations, but, despite the difficulties that arise, he proudly followed the glorious traditions laid down by the founders and heads of the department P.N. Biduley, A.I. Smirnov, B.P. Sergievsky and A.N. I am Khrapov. Today's university employees, successors of the Kuznetsk school of foundry workers remember history, honor, preserve and multiply its traditions.

Key words: foundry, history, traditions, scientific school, department.

Приказом директора Сибирского института черных металлов (СИЧМ) № 119 от 14 июня 1932 года была открыта кафедра литейного производства. Первым заведующим кафедрой был назначен доцент Бидуля Павел Николаевич, работавший начальником строящегося литейного цеха Кузнецкого металлургического комбината (КМК).

В 1935 году состоялся первый выпуск 12 инженеров-металлургов по специальности «Литейное производство черных и цветных металлов».

В 1936 году П.Н. Бидуля перешел полностью на производственную работу, а литейную кафедру возглавил к.т.н. А.И. Смирнов.

Под руководством А.И. Смирнова была проведена серия сравнительных исследований по изучению литейных и перепельных чугунов из доменных печей КМК, работающих на коксе, и уральских доменных печей малого объема, работавших на древесном угле. Этим было положено начало большой работы по организации производства чугуновых отливок в Сибири на основе литейных чугунов КМК.

С началом Великой Отечественной войны сотрудники кафедры включились в работу по освоению и усовершенствованию технологии изготовления отливок военного назначения и отливок, которые в довоенное время производились в специализированных литейных цехах заводов, оказавшихся в оккупированной зоне. Существенно изменился кадровый состав кафедры: С.И. Мельников, М.С. Игнатов, А.И. Смирнов перешли на работу в литейный цех, А.А. Павловский добровольцем ушел на фронт. А.И. Смирнов возглавил литейную лабораторию КМК и продолжил начатые в институте исследования внепечных способов обработки доменных чугунов с целью использования их без переплава для литья изложниц и других изделий, работающих при термоциклических нагрузках.

После ухода А.И. Смирнова на КМК заведующим кафедрой был назначен профессор Борис Павлович Сергиевский, приехавший с Урала. Под его руководством во время войны проводилось интенсивное изучение процессов графитизации в чугунах, влияния примесей на величину и форму графита.

В 1957 году заведующим кафедрой был избран ее выпускник, к.т.н., доцент Арий Яковлевич Храпов. В период его работы в качестве заведующе-

го кафедра поддерживала тесные профессиональные связи со многими заводами, вузами и научными учреждениями не только Сибирского региона, но и Европейской части страны.

В большей части силами сотрудников кафедры и студентов в старом здании института была построена литейная лаборатория, оснащенная вагранкой и индукционной печью. Вагранка в течение десятков лет использовалась для проведения лабораторных занятий и научных исследований. Лаборатория была по существу небольшим литейным цехом – по договорам с заводами в ней получали отливки массой до 40 кг.

В этот период под руководством А.Я. Храпова было выполнено несколько интересных и важных научных работ. Н.Д. Чесноков с группой инженеров литейного цеха КМК исследовал половинчатый чугун как материал прокатных валков. Реализация этой работы способствовала сокращению расходов на их производство, повышению их стойкости и увеличению производительности сортопрокатных станов.

Сотрудники кафедры Н.И. Таран, В.Я. Климов, В.П. Антонов выполнили комплексные исследования по литейным свойствам сплавов. Разработанные методики контроля заполняемости литейных форм, исключая образование в отливке недоливов и спаев, программа расчета на ЭВМ тепловых потерь металла в процессе заполнения формы, расчет времени затвердевания отливок в заданных сечениях, позволяющий выявлять места залегания усадочных раковин в отливке, подбирать необходимые параметры технологии литья и исключить образование в отливках усадочных дефектов, были внедрены на заводах. Исследования по этой тематике продолжаются и в настоящее время.

Под руководством А.Я. Храпова доценты Г.Л. Маркс, А.Ф. Кречман, В.М. Нагибин провели комплексные исследования физических свойств железоуглеродистых сплавов и влияния легирования и модифицирования на структурообразование отливок. Эти работы велись совместно с Институтом ядерной физики АН КазССР (г. Алма-Ата), Институтом неорганической химии Сибирского отделения АН СССР (г. Новосибирск), кафедрой физики Мордовского государственного университета (г. Саранск). Их усилиями на кафедре были созданы установка ядерного гамма-резонанса (ЯГР) и магнитные весы, позволяющие проследить структурные перестройки в железоуглеродистых сплавах на атомном уровне при температурах до 900°C. На установке ЯГР были выполнены оригинальные исследования стойкости цемента в процессе нагрева.

Доцент И.К. Коротких и Б.А. Кустов (в последствии – директор ЗСМК с 1986 по 1994 гг.) – выпускники кафедры выполнили исследования по продувке доменного передельного чугуна азотом. На основании исследований были отработаны оптимальные режимы продувки доменного передельного чугуна азотом, что позволило со значительным экономическим эффектом

осуществить на ЗСМК массовое производство изложниц из чугуна первой плавки.

В 1972 г. на базе кафедры литейного производства был организован литейный факультет. Первым его деканом был избран А. Я. Храпов. За факультетом в качестве базовых предприятий были закреплены Тихвинский и Саранский литейные заводы, «Сибсельмаш», «Сиблитмаш».

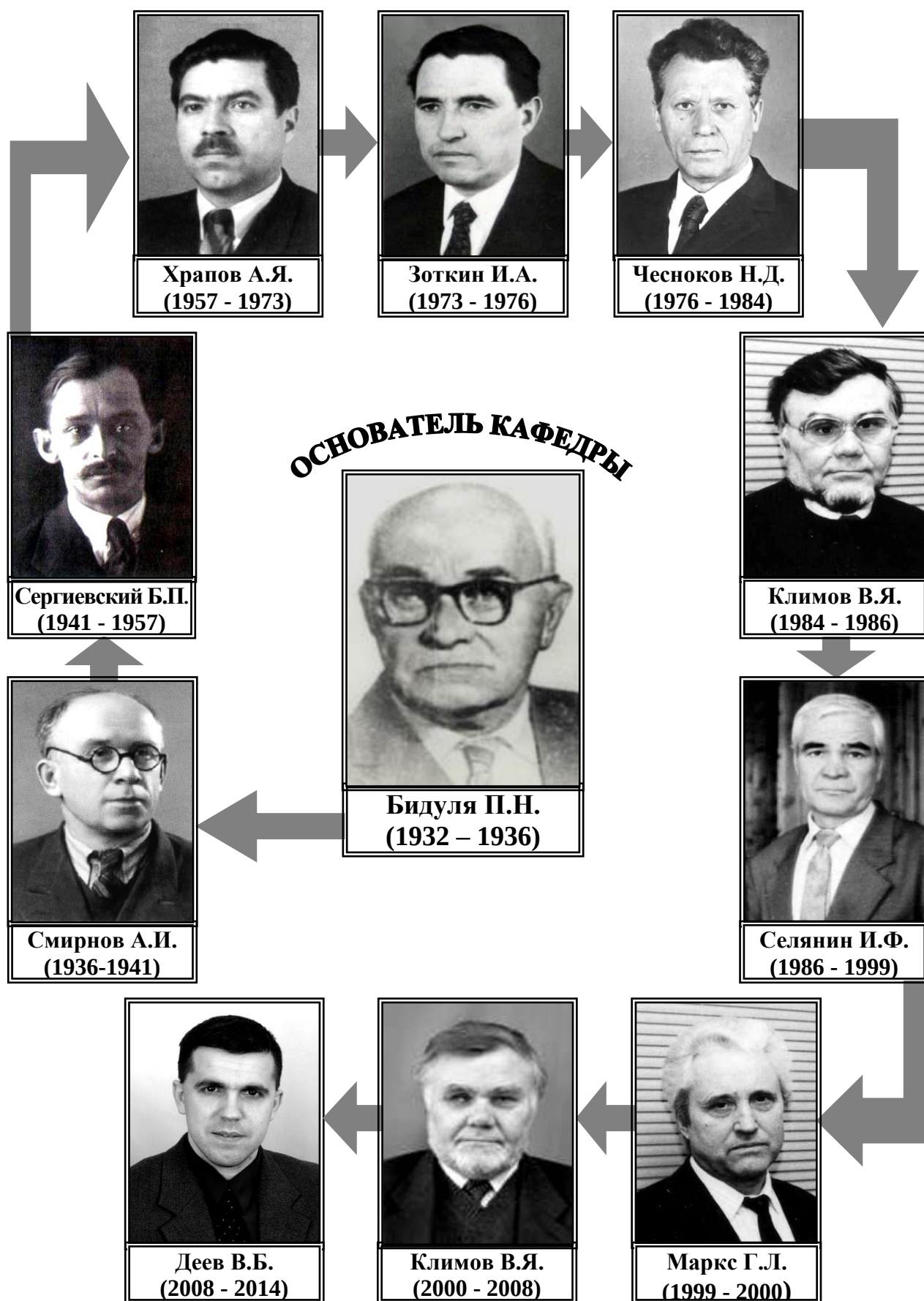
Для оказания учебно-методической помощи в подготовке инженеров-литейщиков в 1975 г. доцент И.К. Коротких был направлен в Политехнический институт г. Конакри (Гвинея), а доцент Л.В. Передернин дважды – в 1975 и 1979 годах – в университет г. Аннаба (Алжир).

С 1974 по 1986 год кафедрой руководили доценты И.А. Зоткин, Н.Д. Чесноков, В.Я. Климов. С 1986 г. по 1999 г. заведующим кафедрой работал Иван Филиппович Селянин. Под его руководством выполнены комплексные исследования ваграночного процесса, дано научное обоснование выбора и расчета технологических параметров, рассмотрены вопросы газообразования в слое кокса холостой колоши, теплообмена в шахте печи, физико-химического взаимодействия компонентов шлака и кокса в холостой колоше, создана математическая модель ваграночного процесса, экспериментально построены и рассчитаны по математической модели номограммы процесса для вагранок с одним, двумя и тремя рядами фурм. На основе этих работ была проведена модернизация вагранок на заводах «Кузбассэлектромотор», Гурьевском металлургическом, Можайском экспериментально-механическом, Тартуском опытном литейно-механическом и др., всего восемь вагранок.

Развитие производства предъявляло новые требования к инженеру-литейщику. Поэтому в 1986 г. была открыта специализация «Технология, математическое обеспечение и автоматизация литейных процессов». Четверо выпускников (С.В. Князев, А. А. Усольцев, Л.М. Вальдман, А.И. Куценко) были направлены в целевую аспирантуру Ленинградского политехнического института и Уральского политехнического института, что позволило быстро решить кадровую проблему, связанную с новой специализацией. За короткий срок на кафедре была создана материально-техническая (С.В. Князев и А.И. Куценко), было подготовлено методическое и программное обеспечение. К обучению студентов по этой специализации привлекаются высококвалифицированные специалисты, в том числе и с предприятий, кандидаты и доктора наук

С 1999 по 2000 гг. кафедрой заведовал к.т.н., профессор Г.Л. Маркс, с 2000 по 2008 гг. – к.т.н., доцент В.Я. Климов. На кафедре велась подготовка студентов по сокращенным программам обучения на базе среднетехнического образования, что позволило в вечернее время повысить свой профессиональный и образовательный уровень 40 студентам, уже работающим на металлургических предприятиях Кузбасса.

ЗАВЕДУЮЩИЕ – ОСНОВАТЕЛИ КАФЕДРЫ



Сотрудниками и аспирантами кафедры под руководством д.т.н., профессора И.Ф. Селянина за период 1999–2011 гг. проведены комплексные исследования по влиянию различных физических воздействий – высокотемпературных перегревов (В.Б. Деев, А.В. Феоктистов, А.П. Войтков, А.Н. Дробышев), вибрации (А.И. Куценко, О.Г. Приходько, Р.М. Хамитов, С.В. Морин), электрического тока (А.И. Куценко, В.Б. Деев, А.А. Куценко, Н.В. Башмакова), магнитного поля (В.Б. Деев, С.А. Цецорина) на кристаллизацию и свойства черных и цветных литейных сплавов; исследованы кристаллизация и свойства силуминов, модифицированных комплексными алюминиевыми лигатурами (И.Ю. Кольчурина); изучены особенности плавки чугуна в вагранке при подборе рационального сочетания антрацита и кокса (А.В. Феоктистов, С.А. Бедарев, А.В. Прохоренко). На основании полученных исследований оптимизированы параметры обработки расплавов, предложены оригинальные методики расчета теплофизических и кристаллизационных параметров отливок, разработаны математические модели процессов. Результаты исследований позволили разработать ряд технологических рекомендаций, которые были успешно апробированы и внедрены на предприятиях Сибири и Алтайского края.

Кафедра укрепляет профессиональные связи с предприятиями и улучшает подготовку специалистов, делая акцент на выпуске инженеров, являющихся специалистами в разработке передовых ресурсосберегающих технологий получения отливок; расширяет использование компьютерной техники при изучении различных специальных дисциплин, для чего создан компьютерный класс, разрабатываются пакеты прикладных программ по многим курсам.

Благодаря помощи выпускников кафедра решает вопросы расширения баз практик, материально-технического обеспечения учебного процесса. В настоящее время в литейной лаборатории установлен плавильный комплекс ИСТ-0,06, приобретенной для кафедры д.т.н., профессором Лисиным Владимиром Сергеевичем, выпускником 1979 г.

Кафедра материаловедения, литейного и сварочного производства создана в 2014г. приказом ректора № 127-об от 31.12.2013 г. «О реорганизации в Институте металлургии и материаловедения» путем слияния кафедр: материаловедения и технологии новых материалов, литейного производства, металлургии и технологии сварочного производства. Представителями Кузнецкой школы литейщиков на новой кафедре стали В.Я.Климов, С.В.Князев, А.А.Усольцев, К.В.Пономарева. В 2015 г. был произведен последний выпуск специалистов – литейщиков.

Основной задачей кафедры «Материаловедение, литейное и сварочное производство» является подготовка бакалавров, магистров, аспирантов, выполняющих следующие виды деятельности: производственно-технологическая, научно-исследовательская, организационно-

управленческая и проектная. Объектами деятельности выпускников являются разработка, осуществление и совершенствование технологии сварочных и литейных процессов, разработка и исследование новых материалов; выполнение работ по проектированию, управлению и организации производства литейных и сварочных процессов.

Учебный процесс ведется с использованием современных образовательных технологий, включающих проведение практических занятий в учебных лабораториях, с новейшим сварочным и литейным оборудованием, компьютерных классов с использованием обучающих систем и тренажеров.

Кафедру материаловедения, литейного и сварочного производства возглавил д.т.н., профессор Козырев Николай Анатольевич.



Козырев Н.А.
(заведующий кафедрой с 2014 по 2022 гг.)

С 1 мая 2022 года, приказом ректора № 269-об от 17.03.2022 г., кафедра «Материаловедение, литейное и сварочное производство» была ликвидирована. Оставшиеся представители литейной школы С.В.Князев и А.А. Усольцев были переведены на кафедру металлургия черных металлов.

В этом же году возобновился набор бакалавров по направлению подготовки 22.03.02 «Металлургия» (направленность (профиль): «Литейное производство»).

В сентябре 2022 г. успешно прошла защита двух аспирантов кафедры МЧМ по направлению подготовки 22.06.01 Технологии материалов (направленность – литейное производство) под научным руководством С.В. Князева. Соколов Б.М. защитил научно-квалификационную работу (НКР) на тему «Разработка технологии получения пористых литых заготовок из алюминиевых сплавов вакуумным всасыванием», Ознобихина Н.В. – «Разработка технологии формирования композиционных литых алюминиевых заготовок». Разработанные технологии получения пористых литых заготовок и формирования композиционных литых алюминиевых заготовок являются актуальными и значительно расширяющие области их применения в промышленности.

С 2022 года, в связи с отсутствием специальной кафедры литейного производства в СибГИУ, начал активно развиваться научно-образовательный центр «Инновационные литейные технологии» (директор С.В. Князев, к.т.н., доцент), входящий в состав управления научных исследований СибГИУ.

Центр инновационных литейных технологий, ориентирован на проведение поисковых, фундаментальных и прикладных научных исследований, ведение образовательной деятельности по программам высшего и дополнительного профессионального образования, прототипирование и мелкосерийное производство.

Литейный участок малотоннажного литья центра, созданный по инициативе и за счет средств индустриального спонсора и партнера АО «Завод Универсал» и лично Александра Константиновича Киселева и Владимира Александровича Киселева, предназначен для единичного и мелкосерийного выпуска отливок из черных металлов весом до 60 кг по стали, а также цветных металлов и сплавов весом до 150 кг (медь и медные сплавы) и до 30 кг алюминия и его сплавов по технологиям литья по газифицированным моделям (ЛГМ), литья по выплавляемым моделям (ЛВМ), вакуумопленочной формовки (ВПФ), холодно-твердеющих смесей (ХТС), литья в кокиль (металлические формы), литья в песчано-глинистые формы (ПГС).

НОЦ «Инновационные литейные технологии» тесно сотрудничает с центром коллективного пользования «Прототипирование и аддитивные технологии» под руководством ученика И.Ф.Селянина - А.А.Куценко. ЦКП выполняет следующие функции для НОЦ – создание системы продвижения новых технологий конструирования и прототипирования, 3D сканирования, 3D печати, моделирования современных технических систем производства, изготовления прототипов, высокотехнологичного инструментального производства.

В связи с востребованностью в специалистах – литейщиках в промышленности активно развиваются направления профессиональной переподготовки по направлению «Литейное производство черных и цветных металлов» (благодаря выпускнику кафедры литейного производства – директора института дополнительного образования СибГИУ С.В. Морина) и обучения рабочим профессиям литейного производства. Специалисты СибГИУ, представители Кузнецкой школы литейщиков, продуктивно и активно взаимодействуют с промышленностью, проводят НИР и технико-технологический аудит предприятий литейного производства (Рубцовский филиал АО «Алтайвагон», РМБ ООО «РУС-Инжиниринг» г. Ачинск, АО «ИСС» имени академика М.Ф. Решетнёва г. Железногорск, ООО «КЗЛЗ» г.Новокузнецк, АО «Завод Точлит» г.Псков.

**ВЫДАЮЩИЕСЯ ПРЕДСТАВИТЕЛИ КУЗНЕЦКОЙ ШКОЛЫ
ЛИТЕЙЩИКОВ**



СОТНИКОВ
Вениамин
Константинович



КУСТОВ
Борис
Александрович



ЛИСИН
Владимир
Сергеевич



ФИШЕР
Гуго
Христианович



ЧИЧКОВ
Валерий Ильич



СЕЛЯНИН
Иван
Филиппович



ДЕЕВ
Владислав
Борисович



КАЙРО
Юрий
Валентинович

СЕКЦИЯ 1: ИССЛЕДОВАНИЯ, ТЕОРИЯ И ПРАКТИКА МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

УДК 669.184.244.66:536.12.001.57

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВОЙ РАБОТЫ ГОЛОВКИ КИСЛОРОДНОЙ ФУРМЫ ДЛЯ ПРОДУВКИ В БОЛЬШЕГРУЗНЫХ КОНВЕРТЕРАХ

Протопопов Е.В., Уманский А.А., Морозов И.С., Чернышева Н.А.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, umanskii@bk.ru*

Аннотация. Применительно к условиям большегрузных конвертеров кислородно-конвертерного цеха №2 АО «ЕВРАЗ ЗСМК» предложена новая конструкция 6-ти сопловой кислородной фурмы с центральным подводом воды и блочным расположением сопел для производства углеродистых сталей ответственного сортамента. Разработана математическая модель, позволяющая выполнять расчеты пространственных температурных полей в объеме наконечника фурмы предложенной конструкции.

Ключевые слова: кислородная фурма, большегрузный конвертер, продувка, стали ответственного назначения, математическая модель, теплоперенос.

MATHEMATICAL MODELING OF THE THERMAL OPERATION OF THE OXYGEN TUYERE HEAD FOR PURGING IN HEAVY-DUTY CONVERTERS

Protopopov E.V., Umanskii A.A., Morosov I.S., Chernysheva N.A.

*Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, umanskii@bk.ru*

Abstract. In relation to the conditions of heavy-duty converters of the oxygen converter shop No. 2 of EVRAZ ZSMK JSC, a new design of a 6-nozzle oxygen lance with a central water supply and a block arrangement of nozzles for the production of carbon steels of a responsible grade is proposed. A mathematical model has been developed that allows calculations of spatial temperature fields in the volume of the tuyere tip of the proposed design.

Key words: oxygen lance, heavy-duty converter, purging, responsible steel, mathematical model, heat transfer.

В соответствии с современными представлениями эффективная работа дутьевого устройства при выплавке стали в кислородных конвертерах обеспечивает высокие технико-экономические показатели процесса с возможно-

стью нанесения шлакового гарнисажа для повышения стойкости футеровки конвертера. При этом необходимым условием по ходу кампании конвертера должно является обеспечение удовлетворительной стойкости кислородной фурмы [1-3]. В качестве основной причины выхода из строя фурмы отмечается прогар ее наконечника, находящегося в процессе продувки в наиболее теплонапряженных условиях. Вне зависимости от конструкции фурмы прогар наконечника (головки) фурмы происходит, как правило, по сварным швам и сопровождается появлением течи охлаждающей воды с попаданием последней в конвертер, что является аварийной ситуацией.

При замене сварного многосоплового наконечника на цельноточеный или сварной с блочным расположением сопел стойкость конструкции существенно возрастает, особенно при обеспечении эффективного охлаждения межсоплового пространства головки. Достаточно часто такие наконечники выходя из эксплуатации по причине значительной степени разгара центральной части торца наконечника, что сопровождается ухудшением дутьевого режима плавки из-за взаимодействия друг с другом истекающих кислородных струй до встречи с поверхностью конвертерной ванны. Такой режим продувки, как правило, приводит к переокислению шлака и интенсивным выбросам из конвертера.

Как известно, эффективное охлаждение самого цельноточеного наконечника или отдельного солового блока в головке с предотвращением межсоплового разгара может быть достигнуто только путем оптимального подвода и отвода части потока охлаждающей воды с направлением в специально выполненные проточки между соплами.

Для организации надежного индивидуального охлаждения цельноточеных сопловых блоков более прост и предпочтителен центральный подвод охлаждающей воды.

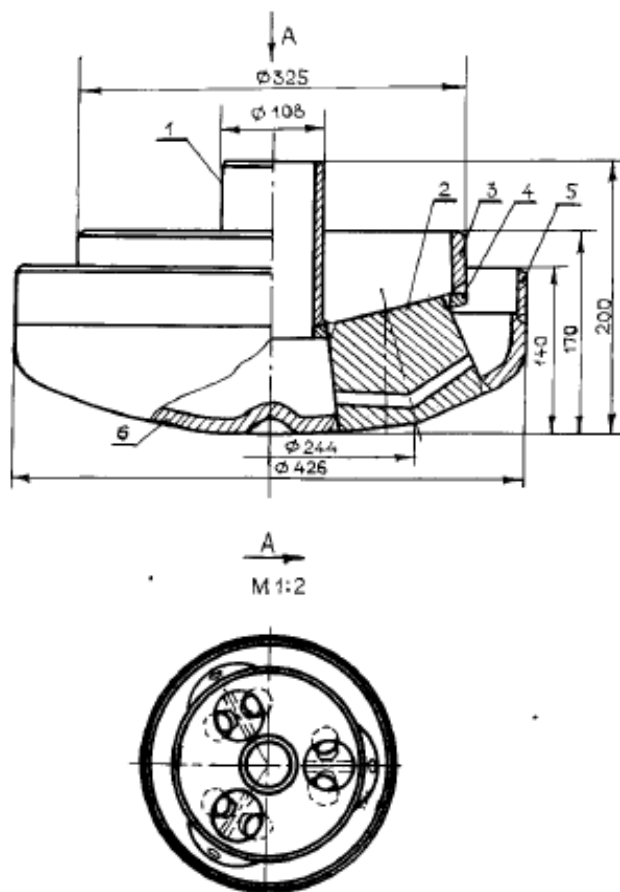
В этой связи для кислородной продувки в 350-т конвертерах кислородно-конвертерного цеха №2 АО «ЕВРАЗ ЗСМК» при производстве ответственных марок стали, в том числе шаровых сталей по ТУ 14-1-5236-93, целесообразно использовать новую конструкцию кислородной фурмы (рисунок 1), при проектировании которой использованы технические решения, изложенные ниже.

Расчеты параметров сопел выполнены с использованием известных методик [4-6] с учетом изменения расхода кислорода в пределах 600-1200 м³/мин при отводе конвертерных газов в режиме без их дожигания или с частичным дожиганием. Размещение сопел в блоке и самих сопловых блоков в головке фурмы производили с условием обеспечения надежной продувки отдельного существования первичных реакционных зон в объеме расплава, образующихся при внедрении в ванну рассредоточенных кислородных струй. Размеры первичных реакционных зон при выбранных режимах дутья определяли по данным высокотемпературного моделирования с использованием полученных зависимостей.

В процессе исследования спроектировано дутьевое устройство, обеспечивающее компенсацию термических напряжений в фурме путем установ-

ки сальниковых или металлошланговых соединений. Использование новой фурмы потребует модернизации системы установки и крепления дутьевого устройства в продувочном стенде.

В разработанном варианте конструкции 6-ти сопловой головки фурмы (рисунок 1) между верхней и нижней чашами равномерно по окружности под углом 15° к вертикальной оси фурмы посредством сварки закрепляются сопловые блоки (рисунок 2), в каждом из которых выполняется два сопла различного профиля.



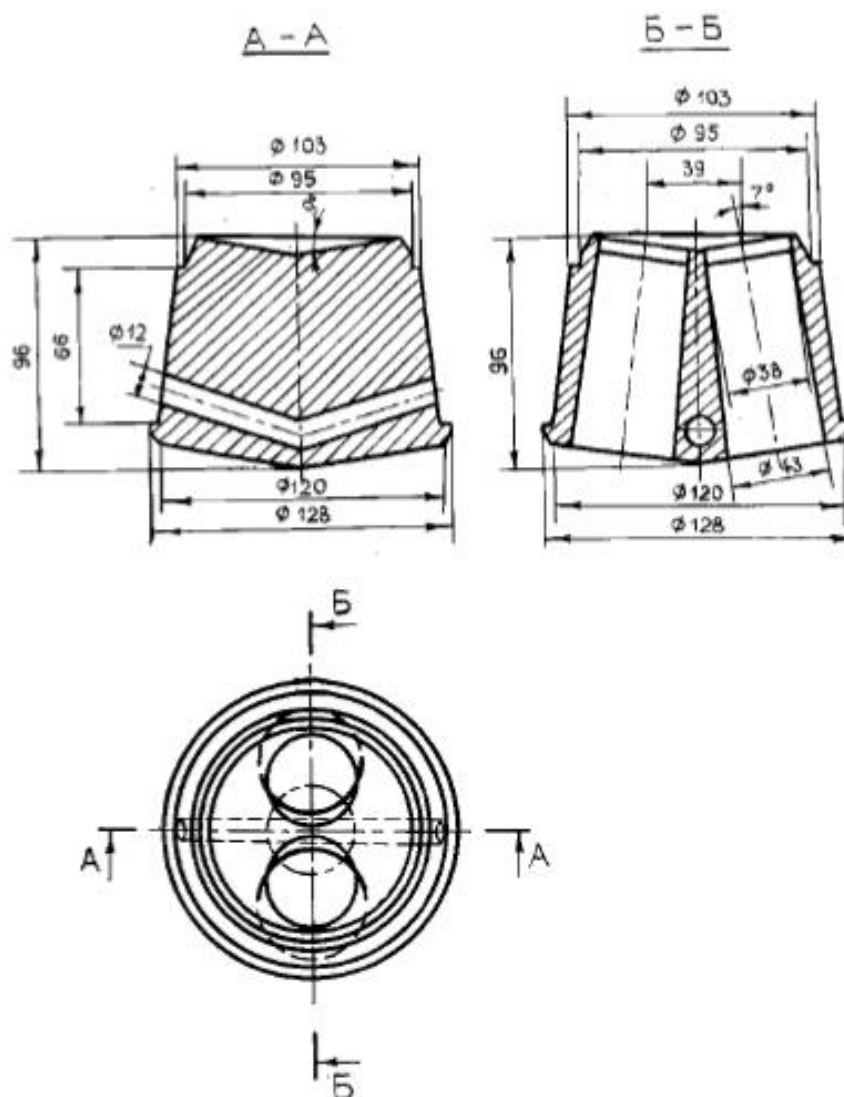
- 1 – труба для подвода охлаждающей воды; 2 – сопловой блок;
3 – разделительная труба; 4 – обойма; 5 – внешняя труба; 6 – чаша

Рисунок 1 – Конструкция 6-ти сопловой головки кислородной фурмы с блочным расположением сопел

Совершенствование конструкции 6-ти сопловой трехблочной фурмы (рисунок 1) обеспечивает продувку с оптимальным расходом кислорода в диапазоне $900-1200 \text{ м}^3/\text{мин}$, при сохранении возможности регулирования расхода кислорода в интервале $600-1200 \text{ м}^3/\text{мин}$ за счет изменения общей длины сопла без снижения эффективности продувки и стойкости головки фурмы, что в максимальной степени соответствует условиям работы кислородно-конвертерного цеха №2 АО «ЕВРАЗ ЗСМК». При этом в каждом из сопловых блоков (рисунок 2) размещается по два сопла Лавала с критическим диаметром ($d_{кр}$) 38 мм и выходным диаметром ($d_{вых}$) 43 мм, при расположении сопла в плане между собой под углом (γ) 9° к оси блока. В межсопловом пространстве блока для дополнительного охлаждения выполнены

проточки – отверстия диаметром 12 мм (рисунок 2).

Оптимальный расчетный расход воды на охлаждение разработанных конструкций фурм составляет 350-380 м³/ч, при этом разность температур (Δt) на входе и на выходе из фурмы колеблется в пределах 25-30°C в зависимости от периода продувки, а скорость движения охлаждающей воды в межсопловом пространстве головки – 5-7 м/с.

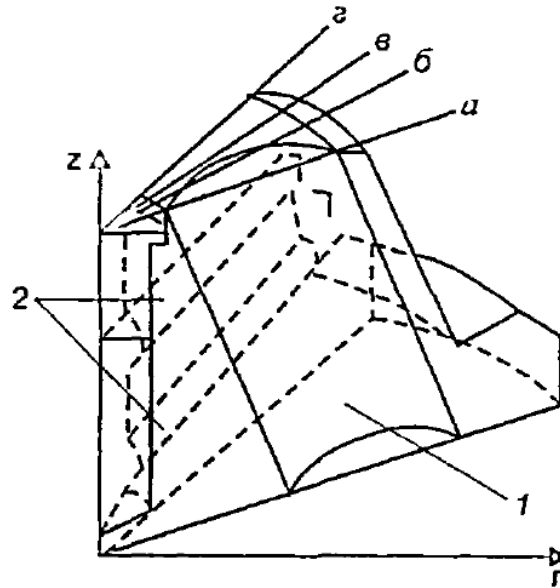


1 – сопло Лавалья; 2 – проточки для охлаждающей воды; 3 – сопловой блок

Рисунок 2 – Сопловой блок 6-ти сопловой фурмы

Очевидные трудности экспериментальных исследований температурных полей в объеме водоохлаждаемого соплового блока наконечника фурмы предполагают необходимость использования математического моделирования. Представленная математическая модель позволяет выполнять расчеты пространственных температурных полей в объеме наконечника фурмы предложенной конструкции.

Поскольку рассматриваемый цельноточеный медный наконечник симметричен относительно оси вращения на угол $2\pi/5$, в качестве расчетной области был выбран объемный сектор с угловым размером $\pi/5$ (рисунок 3).



1 – сопло; 2 – проточки для охлаждающей воды; а-г – вертикальные сечения

Рисунок 3 – Расчетная область

Расчет производился в цилиндрических координатах на равномерной разностной сетке с использованием консервативного метода элементарных тепловых балансов [7]. В качестве контрольного объема выбрана элементарная ячейка (рисунок 4).

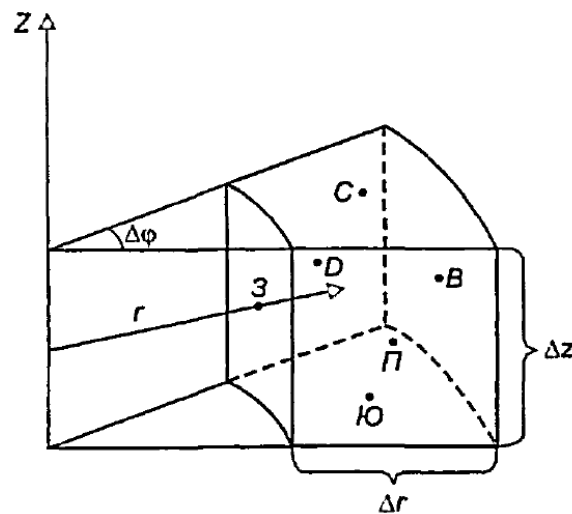


Рисунок 4 – Элементарная ячейка

Объем V и площадь S граней трехмерной ячейки в цилиндрических координатах зависят от расстояния r от центра ячейки до оси:

$$V(r) = r\Delta r\Delta z\Delta\varphi,$$

$$S^3(r) = \left(r - \frac{\Delta r}{2}\right)\Delta z\Delta\varphi, \quad S^B(r) = \left(r + \frac{\Delta r}{2}\right)\Delta z\Delta\varphi,$$

$$S^{Ю}(r) = S^C(r) = r\Delta r\Delta\varphi, \quad S^П(r) = S^Д(r) = \Delta r\Delta z$$

Нумерация ячеек производится индексами i, j, k , причем i нумеруют ячейки в направлении изменения радиуса r , j – угла φ , а k – оси z .

Для упрощения задачи граничных условий [8, 9] расчетную область определяли одним слоем элементарных ячеек. Поэтому, в частности, ближайшая к оси симметрии ячейка нумеруются, как $(2, j, k)$. При такой нумерации и с учетом равномерности сетки $r = (1 - 1,5)\Delta r$ приведенные выше формулы можно представить следующим образом:

$$V_i = (i - 1,5)\Delta r \Delta \kappa^2 \Delta \varphi;$$

$$S_i^3 = (i - 2)\Delta r \Delta x \Delta \varphi, S_i^B = (i - 1)\Delta r \Delta z \Delta \varphi;$$

$$S_i^{Ю} = S_i^C = (i - 1,5)\Delta r^2 \Delta \varphi; S_i^\Pi = S_i^Д = \Delta r \Delta z$$

(ввиду отсутствия зависимости от j и k эти индексы не указаны).

Для записи разностного уравнения теплопроводности необходимы отношения площадей боковых поверхностей ячеек к их объему, то есть $\sigma = S/V$:

$$\sigma_i^3 = \frac{i - 2}{1 - 1,5\Delta r} \frac{1}{\Delta r}; \sigma_i^B = \frac{i - 1}{1 - 1,5\Delta r} \frac{1}{\Delta r}; \sigma_i^{Ю} = \sigma_i^C = \frac{1}{\Delta z};$$

$$\sigma_i^\Pi = \sigma_i^Д = \frac{1}{i - 1,5} \frac{1}{\Delta r \Delta \varphi}.$$

С учетом этих отношений температура в центре каждой ячейки вычисляется в момент времени $t = n \cdot \tau$ (где n – количество ячеек; τ – шаг по времени) по явной консервативной разностной схеме:

$$T^{n+1} = T^n - \tau \left[(q\sigma)^B - (q\sigma)^3 + (q\sigma)^C - (q\sigma)^{Ю} + (q\sigma)^\Pi - (q\sigma)^Д \right] / (C_p),$$

в которой q – тепловой поток через соответствующую грань ячейки; C – теплоемкость; ρ – плотность.

Внутри расчетной системы:

$$q_{гр} = \lambda^{гр} (T_i - T_b) / \Delta$$

здесь $\lambda_{гр} = \frac{2\lambda_i \lambda_b}{\lambda_i + \lambda_b}$ – эффективный коэффициент теплопроводности среды

на границе ячейки; Δ – расстояние между центрами ячеек, разделенных рассматриваемой гранью (в приведенных формулах пространственные индексы опущены, а индексы i и b соответствуют значениям переменных при большем и меньшем пространственном индексе соответственно).

Граничные условия в зазорах, по которым движется охлаждающая вода, а также на верхней поверхности головки фурмы заданы в соответствии с работами [10-12]. Для участка верхней части сопел фурмы использовался подход, описанный в настоящей работе; при этом для нижней части сопел,

прилегающих к торцевой поверхности фурмы, в модели учтена возможность попадания на их поверхность излучения от реакционной зоны конвертерной ванны, а также теплового воздействия всплесков шлака и металла с суммарным тепловым потоком, аналогичным тепловому потоку на поверхность фурмы $\sum q = 0,3-7,0 \text{ МВт/м}^2$ [13].

Расчет производился для медной головки фурмы с наружным диаметром 325 мм и геометрическими, которые можно определить в соответствии с рисунками 1, 2. Тепловой поток на поверхность головки фурмы принят 5 МВт/м^2 .

На рисунке 5 представлены результаты расчетов при расходе охлаждающей воды $350 \text{ м}^3/\text{ч}$. Вертикальные сечения, для которых выведены результаты расчетов, равномерно распределены по углу вдоль расчетной области с шагом $\pi/30$. Изотермы 1 соответствуют температуре плавления меди 1083°С , изотермы 2, 3, 4 и 5 соответствуют температурам 500°С , 100°С , 60°С и 40°С соответственно. Исходя из представленных данных наиболее опасной с точки зрения разгара является присопловая часть наконечника.

Результаты расчетов по приведенной модели позволяют оценить вероятность возможного торцевого износа соплового блока для выбранных конструктивных параметров наконечника.

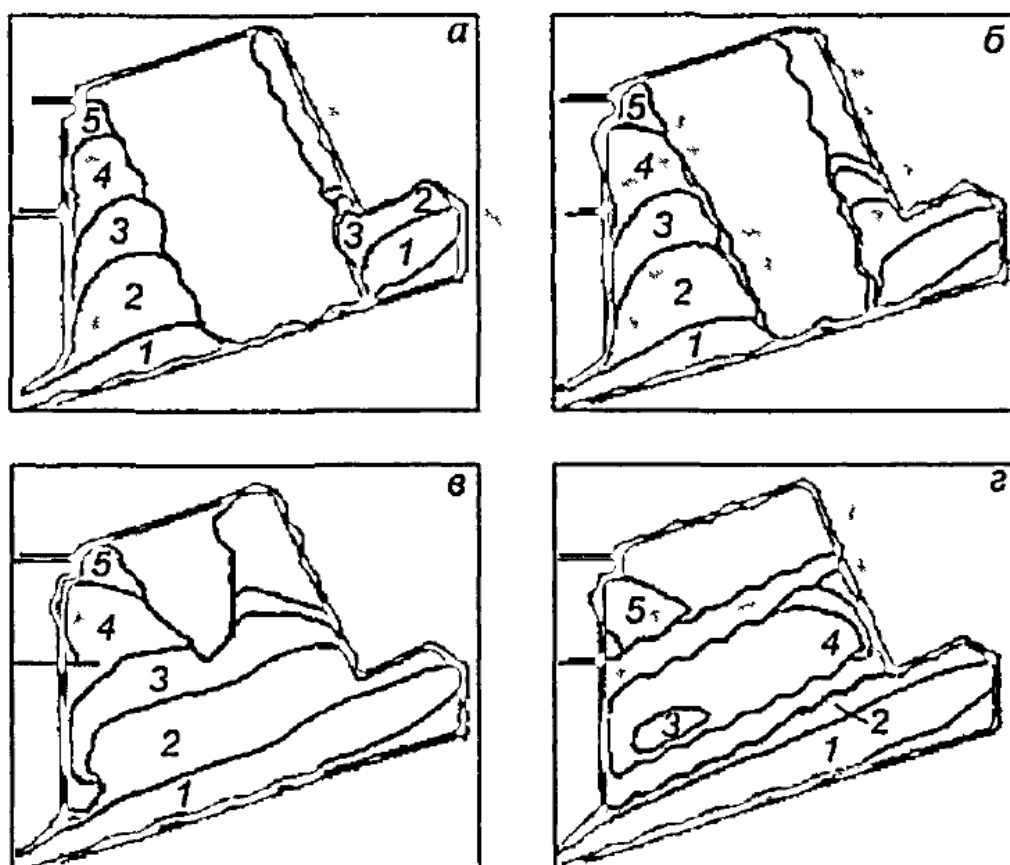


Рисунок 5 – Распределение температурных полей в головке фурмы

Заключение

Предложена новая конструкция 6-ти сопловой кислородной фурмы с центральным подводом воды и блочным расположением сопел для произ-

водства углеродистых марок стали ответственного сортамента.

Разработана математическая модель пространственного расчета температуры в теле соплового блока наконечника верхней кислородной фурмы, позволяющая учитывать сложную геометрию конструкции наконечника.

Библиографический список

1. Современный кислородно-конвертерный процесс / И.И. Борнаций, В.И. Баптизманский, Е.И. Исаев [и др.]. – Киев: Техника, 1974. – 263 с.
2. Тютрин М.Ю., Слободкин Е.М., Сатин А.В. // Черная металлургия. Бюл. НТИ. – 1992. – №3. – С. 22-23.
3. Чернятевич А.Г., Несвет В.В., Зражевский А.Д. [и др.] // Сталь. – 1989. – №2. – С. 32-35.
4. Баптизманский В.И. Конвертерные процессы производства стали / В.И. Баптизманский, М.Я. Меджибожский, В.Б. Охотский. – Киев-Донецк: Вища школа, 1984. – 344 с.
5. Баптизманский В.И. Расчет кислородно-конвертерных фурм / В.И. Баптизманский, Г.А. Щедрин // Сталь. – 1973. – №1. – С. 20-23.
6. Явойский В.И. Теория продувки сталеплавильной ванны / В.И. Явойский, Г.А. Дорофеев, И.Л. Повх. – М: Металлургия, 1974. – 495 с.
7. Жульковский О.А. // Известия вузов. Черная металлургия. – 2000. – №4. – С. 8-11.
8. Никитенко Н.И. Теория тепломассопереноса. – Киев: Наукова думка, 1963. – 652 с.
9. Огурцов А.П., Самохвалов С.Е., Надрыгайло Т.Ж. Методы расщепления в задачах гидродинамики и тепломассопереноса. – Днепропетровск: Системные технологии, 2003. – 260 с.
10. Михеев М.А., Михеева И.М. Основы теплопередачи. – М. Энергия, 1981. – 344 с.
11. Исаенко В.П., Осипова В.А., Сукомел А.С. теплопередача. – М. Энергия, 1981. – 416 с.
12. Красощеков Е.А., Сукомел А.С. Задачник по теплопередаче. – М. Энергия, 1980. – 288 с.
13. Баптизманский В.И., Охотский В.Б., Шибко А.В. // Известия вузов. Черная металлургия. – 1987. – №11. – С. 47-50.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕЛЮЩИХ ТЕЛ, ПРОИЗВЕДЕННЫХ ИЗ РЕЛЬСОВЫХ СТАЛЕЙ РАЗЛИЧНОГО ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА

Уманский А.А., Байдин В.В., Симачев А.С., Думова Л.В.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, umanskii@bk.ru*

Аннотация. Экспериментальными исследованиями определены особенности изменения микроструктуры мелющих тел из рельсовых сталей различного химического состава по стадиям производства: после нагрева под прокатку, после закалки и после окончательной термообработки (закалка + отпуск). Даны рекомендации по оптимальному составу рельсовой стали, обеспечивающей получение мелющих тел повышенной твердости и ударной стойкости.

Ключевые слова: мелющие тела, рельсовая сталь, химический состав, микроструктура, термическая обработка, ударная стойкость, твердость

FEATURES OF THE FORMATION OF THE MICROSTRUCTURE OF GRINDING BODIES PRODUCED FROM RAIL STEELS OF VARIOUS CHEMICAL COMPOSITION

Umanskii A.A., Baydin V.V., Simachev A.S., Dumova L.V.

*Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, umanskii@bk.ru*

Abstract. Experimental studies have determined the peculiarities of changing the microstructure of grinding bodies made of rail steels of various chemical compositions by production stages: after heating for rolling, after quenching and after final heat treatment (quenching + tempering). Recommendations are given on the optimal composition of rail steel, which ensures the production of grinding media of increased hardness and impact resistance.

Key words: grinding bodies, rail steel, chemical composition, microstructure, heat treatment, impact resistance, hardness

Измельчение (дробление) является одной наиболее затратной стадией подготовки материалов на горнорудных предприятиях и металлургических комбинатах к основным технологическим операциям. На большинстве предприятий для дробления материалов применяются мельницы барабанного типа, в которых измельчающей средой являются мелющие (помольные) шары, либо цельбепсы.

Повышение ударной стойкости указанных мелющих тел является важной задачей, поскольку, во-первых, расход мелющих тел на 30-35% опреде-

ляет себестоимость всего процесса измельчения и, во-вторых, частицы расколотых мелющих тел смешиваясь с измельчаемым материалов значительно ухудшают его качество [1-2].

В настоящее время мелющие шары и цельбепсы изготавливаются, как из стали, так и из чугуна. При этом стальные мелющие тела изготавливаются, как в прокатных, так и в кузнечнопрессовых цехах, а чугунные шары и цельбепсы получают методом литья. Анализ структуры производства и потребления мелющих тел показывает, что наибольшее распространение на сегодняшний день получили мелющие шары, поскольку при их использовании имеет место пониженный на 20-40% удельный расход, обусловленный отсутствием «граней напряжения» [3]. Хотя, следует отметить, что цельбепсы обладают повышенной относительно мелющих шаров площадью поверхности при одинаковой массе, что снижает время измельчения и, соответственно, повышает производительность процесса. Фактически область применения цельбепсов на сегодняшний день ограничена последними стадиями измельчения в горнодобывающей и цементной промышленности.

Анализ структуры производства мелющих шаров в России [4] показывает, что основная масса данных мелющих тел (более 90 % от общего объема выпуска) производится из стали методом прокатки на специализированных шаропрокатных станах. Также имеются данные о производстве стальных цельбепсов методом прокатки компаниями «НИСМА» (Челябинская область) и «ПРОМКО» (Екатеринбург). Методыковки и штамповки применяются в ограниченном объеме, что связано, прежде всего, со значительно меньшей (в 5-7 раз) производительностью процесса относительно прокатных станов. Таким образом, наибольшее распространение имеют стальные катаные мелющие шары.

Стандартная технология производства катаных мелющих тел (шаров и цельбепсов) включает в себя следующие основные стадии: нагрев исходных заготовок под прокатку, поперечно-винтовая прокатка, термообработка. При этом, термообработка, проводимая с целью повышения твердости, включает в себя закалку с последующим низким отпускком, либо самоотпуском на воздухе. Исходя из принятой технологии производства катаных мелющих тел основными направлениями повышения их ударной стойкости, при сохранении и/или увеличении твердости, являются совершенствование химического состава мелющих тел в сочетании с соответствующими изменениями режимов их термообработки.

Анализ литературных и производственных данных показывает, что совершенствование химического состава мелющих проводится, в основном, в направлении повышения содержания легирующих элементов (марганца, хрома). При этом оптимальное сочетание и концентрация указанных химических элементов остается дискуссионным вопросом. Так в традиционных шаровых сталях доэвтектоидного класса (содержание углерода 0,5-0,75 %) концентрация марганца, как правило, находится в пределах 0,60-0,80 %, хрома – 0,30-0,60 %; при этом содержание данных элементов в рамках указанного диапазона изменения возрастает с увеличением группы твердости,

по которой поставляются мелющие шары. В экспериментальных марках стали содержание марганца находится выше приводимого диапазона (0,60-0,80 %). Так авторами работы [5] разработана сталь для производства шаров наибольшей (5-ой) группы твердости, в которой содержание марганца составляет 0,9-1,05% (таблица 1). При этом, основной задачей, которая решается за счет дополнительного легирования марганцем, является повышение прокаливаемости. В частности, в работе [6] показано, что повышение концентрации марганца с 0,8-0,9 % до 0,97-1,1 % обуславливает увеличению глубины закаленного слоя шаров диаметром 60 мм в 2 раза.

Таблица 1 – Химический состав экспериментальной стали для производства шаров 5-ой группы твердости [5]

Содержание элементов, %							
C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu
0,57-0,62	0,9-1,05	0,27-0,35	Н.б. 0,025	Н.б. 0,025	0,4	0,4	0,4

Касательно содержания хрома следует отметить, что в отличие от отечественных производителей, ведущие зарубежные компании («Moly-Cor», «AGS», «Gerdau Ameristeel», «Vitkovice») применяют для производства мелющих шаров стали с повышенным содержанием хрома (порядка 1%).

В последние годы в отечественной [7] и зарубежной [8] металлургии получило развитие направление по производству мелющих шаров из отбраковки рельсовых сталей. Организация технологии переработки отбраковки заготовок рельсовых сталей в товарный нерельсовый прокат имеет очевидные экономические преимущества, однако сталкивается с рядом объективных трудностей, вследствие особенностей химического состава рельсовых сталей. К таким особенностям следует, прежде всего, отнести повышенное содержание углерода, дополнительное легирование ванадием и, для ряда марок рельсовой стали – азотом. Содержание углерода в рельсовых сталях, применяемых для массового производства рельсов, составляет 0,71-0,82 % (стали марок 76Ф, 76ХФ), а в сталях для производства рельсов повышенной износостойкости и контактной выносливости (сталь марки 90ХАФ), доля которых в общем объеме выпуска рельсов в последние годы возрастает, составляет 0,83-0,95 % – то есть соответствует заэвтектоидной стали. Следует отметить, что в литературе имеется мнение ряда исследователей [9] о перспективности применения заэвтектоидных сталей для производства шаров, однако экспериментальные подтверждения указанной эффективности отсутствуют. Касательно содержания ванадия в рельсовых сталях, можно отметить, что оно находится в диапазоне 0,03-0,15 % и 0,08-0,15 %; легирование азотом стали марки Э90ХАФ производится до достижения его концентрации на уровне 0,010-0,020 %.

С учетом вышесказанного перспективным направлением является обоснование оптимального состава рельсовой стали, обеспечивающей производство мелющих тел с повышенной ударной стойкостью. При этом, поскольку ударная стойкость мелющих тел напрямую определяется парамет-

рами их микроструктуры, то критерием оптимизации является именно микроструктура образцов.

В представленной работе проведены экспериментальные исследования формирования микроструктуры мелющих тел из рельсовой стали различного химического состава по технологическим этапам производства. Для исследований использованы стальные образцы цилиндрической формы, полученные отливкой. Химический состав образцов соответствовал пяти вариантам (таблица 2), первый из которых соответствовал рельсовой стали марки 76ХФ, второй, четвертый и пятый варианты – указанной стали с дополнительным (сверх нормативных значений) легированием хромом и никелем, третий вариант – стали марки 90ХАФ. Получение нужного химического состава достигалось за счет использования в качестве металлошихты отбраковки заготовок рельсовых сталей марок 76ХФ, 90ХАФ и легирования ферросплавами.

Таблица 2 – Химический состав образцов рельсовых сталей при проведении экспериментальных исследований

Вариант химического состава	Массовая доля элементов, %									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti	V	S	P
1	0,74	0,35	0,80	0,40	0,10	0,11	0,005	0,038	0,012	0,011
2	0,70	0,34	0,77	1,46	0,74	0,12	0,005	0,037	0,012	0,011
3	0,83	0,36	0,83	0,82	0,20	0,12	0,007	0,075	0,017	0,010
4	0,74	0,38	0,77	1,67	0,86	0,10	0,015	0,038	0,010	0,005
5	0,76	0,31	0,74	1,08	0,47	0,12	0,007	0,037	0,009	0,008

С целью моделирования реальных условий производства образцы последовательно подвергали отжигу, закалке и отпуску. Отжиг проводился нагревом и выдержкой в печи (температура нагрева и выдержки – $820 \pm 20^\circ\text{C}$, продолжительность выдержки – 30 минут) с последующим остыванием на воздухе и моделировал нагрев заготовок под прокатку. Нагрев под закалку проводили до температуры $820 \pm 20^\circ\text{C}$; при выборе температуры закалки руководствовались тем положением, что указанная температура для доэвтектоидных сталей должна быть на $30-50^\circ\text{C}$ выше точки AC_3 , а для заэвтектоидной стали – на $30-50^\circ\text{C}$ выше точки AC_1 . Низкий отпуск проводили нагревом и выдержкой в печи (температура нагрева и выдержки – 250°C , продолжительность выдержки – 2 часа) с последующим остыванием образцов в печи до комнатной температуры. Режимы закалки и отпуска моделировали реальные условия термообработки мелющих тел на действующих шаропрокатных станах. Для исходных образцов и на образцах после каждого из указанных этапов проводили исследования и сравнительный анализ микроструктуры.

По полученным данным оптимальная микроструктура мелющих тел формируется для химического состава стали, соответствующего рельсовой стали марки 76ХФ (варианта «1» в таблице 2) – рисунок 1. Структура после

отжига представлена перлитом и ферритом с размером зерна №8 и №7 по ГОСТ 5639-82.

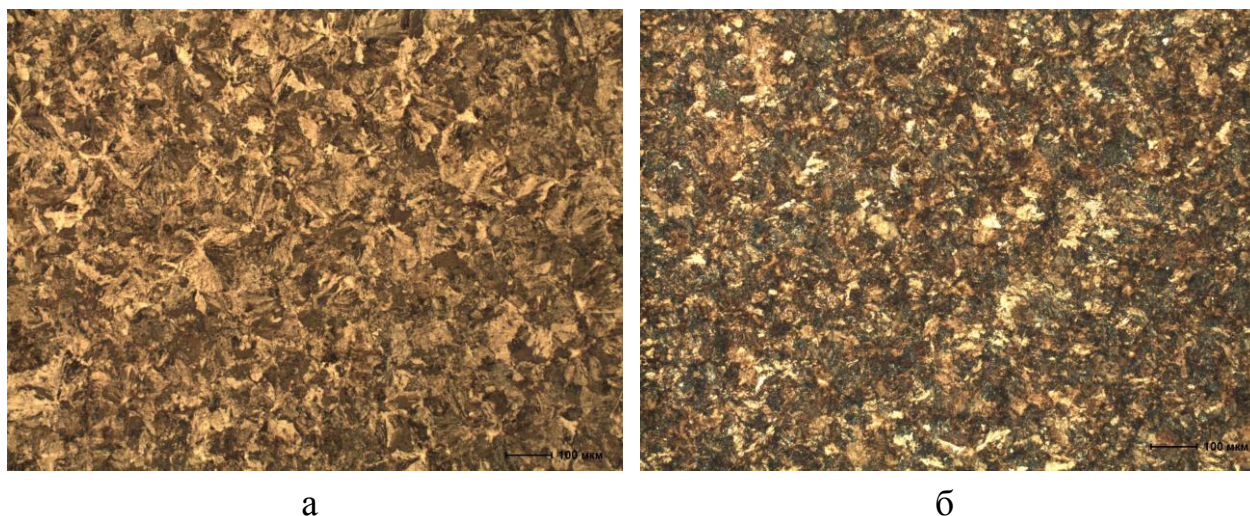


Рисунок 1 – Микроструктура образцов из рельсовой стали химического состава, соответствующего марки 76ХФ, в литом состоянии (а) и после отжига (б)

При использовании химических составов, соответствующих рельсовой стали 76ХФ, дополнительно легированной хромом и никелем (варианты «2», «4», «5» в таблице 2), микроструктура после отжига также представлена перлитом и ферритом с размером зерна №8 и №7. Однако при этом в образцах в исходном (литом) состоянии выявлена значительная дендритная ликвация, полного устранения которой после отжига не происходит (рисунок 2). Наличие химической неоднородности обуславливает неравномерность распределения механических свойств по объему заготовок, что закономерно снижает пластические свойства при деформации в процессе прокатки. В результате при прокатке повышается вероятность образования дефектов, являющихся концентраторами напряжений при ударных нагрузках в процессе эксплуатации мелющих тел.

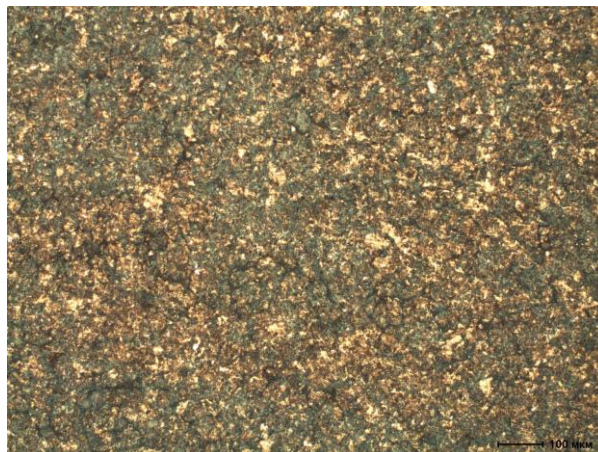
В образцах, химический состав которых соответствует рельсовой стали марки 90ХАФ (вариант «3» в таблице 2) по границам зерен выявлен цементит (рисунок 3). Цементит, являясь твердой и хрупкой фазой, выступает в роли концентратора напряжений, в результате чего повышается вероятность образования дефектов при прокатке и снижается ударная стойкость готовых шаров.

Следует отметить, что при проведении экспериментальных исследований горячая деформация образцов не проводилась и по этой причине внутренних дефектов в структуре мелющих тел после термообработки дефектов не выявлено.

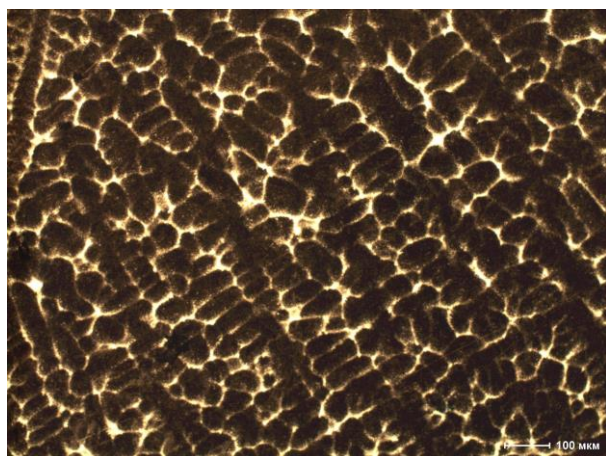
Вследствие отсутствия горячей деформации после закалки микроструктура образцов, соответствующих вариантам химического состава «1», «2», «4», «5» имеет аналогичное строение и представлена мартенситом + карбиды + большое количество аустенита остаточного с размером зерна №7 и №8.



а



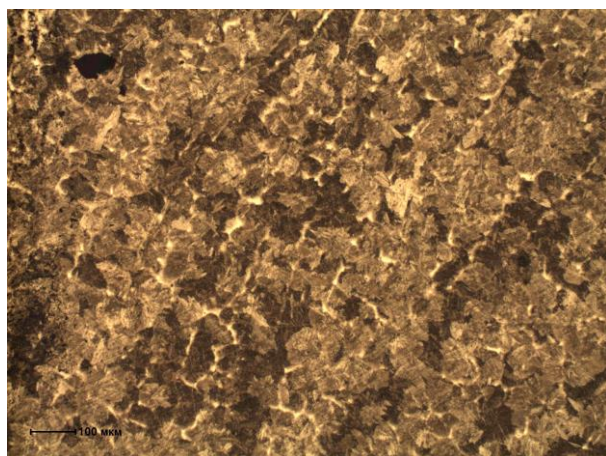
б



в



г



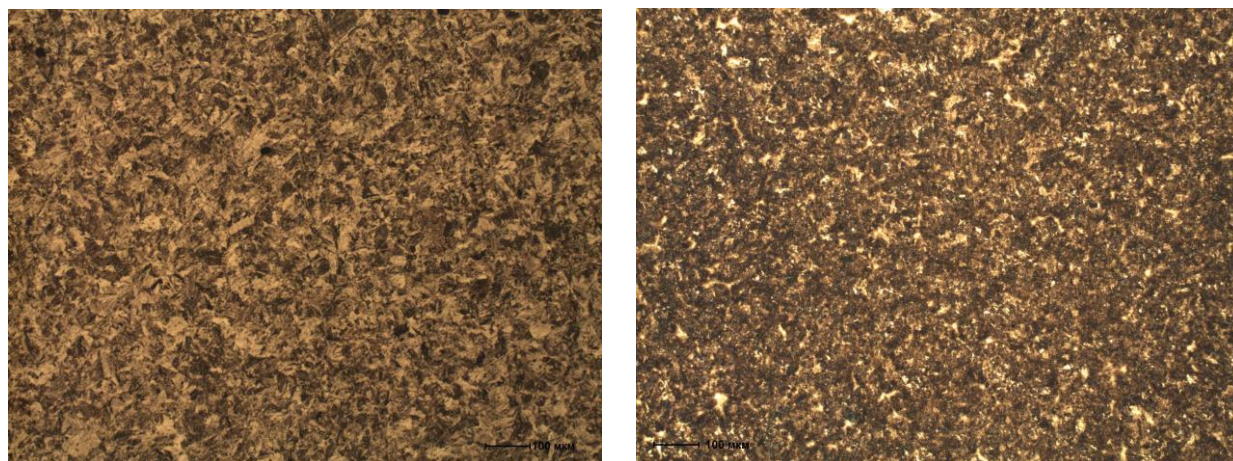
д



е

а, в, д – образцы химического состава по вариантам «2», «4», «5» (таблица 2) в литом состоянии; б, г, е – образцы химического состава по вариантам «2», «4», «5» (таблица 2) после отжига

Рисунок 2 – Микроструктура образцов из рельсовой стали химического состава, соответствующего стали марки 76ХФ, дополнительно легированной хромом и никелем



а

б

Рисунок 3 – Микроструктура образцов из рельсовой стали химического состава, соответствующего марки 90ХАФ, в литом состоянии (а) и после отжига (б)

Микроструктура образца, соответствующего третьему варианту химического состава представлена мартенситом + карбиды цементитного типа + аустенит остаточный, в меньшем количестве, по сравнению с остальными образцами. Размер зерна соответствует №8 и №7. Отличие микроструктуры обусловлено повышенным содержанием углерода, соответствующем заэвтектоидной стали. После низкого отпуска во всех образцах наблюдается снижение количества аустенита остаточного, мартенситные иглы имеют более сглаженный внешний вид по отношению к структуре после закалки.

Анализ изменения твердости образцов после рассматриваемых технологических этапов показал следующее (таблица 3):

- после отжига структура всех образцов перешла в равновесное состояние, о чем свидетельствует снижение перепада твердости между образцами;
- закалка позволила получить высокую поверхностную твердость для всех образцов (не менее 60 HRC); при этом различие поверхностной твердости между образцами незначительно (не превысило 4 единицы);
- поверхностная твердость после низкого отпуска снизилась для всех образцов на 2-3 HRC.

Таблица 3 – Твердость образцов рельсовых сталей на различных стадиях технологического цикла

Вариант химического состава	Диапазон поверхностной твердости			
	в литом состоянии, HB	после отжига (нагрев под прокатку), HB	после закалки, HRC	после низкого отпуска, HRC
1	293-311	269-293	62-64	60-61
2	495-514	262-286	62-64	60-62
3	321-375	235-262	60-61	58-60
4	578-627	277-286	63-66	61-63
5	293-341	277-302	61-64	59-61

Таким образом, влияние химического состава рельсовых сталей в рамках рассматриваемого интервала содержания основных химических элементов является не существенным.

Заключение

На основании экспериментальных исследований обоснован оптимальный химический состав отбраковки рельсовой стали для производства мелющих тел повышенной ударной стойкости и твердости. Показано, что наилучшее качество микроструктуры мелющих тел, обуславливающее их повышенную ударо-стойкость, обеспечивается при использовании стали марки 76ХФ. Дополнительное легирование стали 76ХФ хромом и никелем оказывает отрицательное влияние на качество микроструктуры мелющих тел, так как приводит к развитию дендритной ликвации. Использование заэвтектоидной рельсовой стали для производства мелющих тел является нецелесообразным.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-20170, за счет гранта Кемеровской области – Кузбасса.

Библиографический список

1. Rakhutin M.G. Ways to improve assessment methods of the main characteristics of grinding balls / M.G. Rakhutin, P.F. Boyko // Ugol'. 2017. №12. pp. 49-52.
2. Найзабеков А. Б. Снижение расхода стальных мелющих шаров путем улучшения технологии их производства / А.Б. Найзабеков, Б.С. Мухаметкалиев, А.С. Арбуз, С.Н. Лежнев // Вести высших учебных заведений Черноземья. 2016. №4 (46). С. 78-86.
3. Aldrich C. Consumption of steel grinding media in mills // Minerals Engineering. 2013. Vol. 49. pp. 77-91.
4. Umansky A.A. Analysis of the main trends in the development of the production of grinding balls in Russia and abroad // A.A.Umansky, A.V. Golovatenko, A.N. Prudnikov // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2020. Vol. 866(1). 012032.
5. Быков П.О. Исследование и апробация технологии получения катаных помольных шаров 5 группы твердости в условиях ПФ ТОО «Кастинг» / П.О. Быков, А.Д. Касимгазинов // Наука и техника Казахстана. 2018. № 1. С. 31-40.
6. О регламентации прокаливаемости стальных мелющих шаров / Ткаченко Ф. К., Тихонюк С. Л., Ефременко В. Г. [и др.]. // Вестник Приазовского государственного технического университета: Сборник научных трудов. – Мариуполь: ПДТУ, 1997. Вып. 3. С. 70-72.
7. Баранов, Н. А. Производство мелющих шаров из рельсовой стали / Н. А. Баранов, О. Н. Тулупов // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования. – 2017. – Т. 1. – С. 96-99.
8. Tomczak J. The flat wedge rolling mill for forming balls from heads of scrap railway rails / J. Tomczak, Z. Pater, T. Bulzak // Archives of Metallurgy and Materials. – 2018. – Vol. 63. – No. 1. – pp. 5-12.
9. Мелющие тела. Проблемы. Перспективы / А. Н. Крутилин, Н. И. Бестужев, А. Н. Бестужев, Д. Н. Каленкович. // Литье и металлургия. – 2009. – №4 (53). – С. 26-33.

АНАЛИЗ ВЗАИМОСВЯЗИ КАЧЕСТВА СТРУКТУРЫ НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ ЗАГОТОВОК ШАРОВЫХ СТАЛЕЙ С ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ МЕЛЮЩИХ ТЕЛ

Уманский А.А., Протопопов Е.В., Морозов И.С.,
Симачев А.С., Думова Л.В.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, umanskii@bk.ru*

На основании экспериментальных исследований установлено, что качество макроструктуры исходных заготовок, а именно наличие дефектов в виде флокенов, оказывает определяющее влияние на ударную стойкость мелющих шаров из сталей марок Ш2.1 и Ш2.3 производства АО «ЕВРАЗ ЗСМК». При этом имеет место отсутствие значимого влияния закалочной микроструктуры указанных помольных шаров на их ударную стойкость при существенном разнообразии вариантов распределения фаз по объему мелющих шаров.

Ключевые слова: мелющие тела, непрерывнолитые заготовки, макроструктура, флокены, закалка, микроструктура.

ANALYSIS OF THE INFLUENCE OF THE QUALITY OF THE STRUCTURE OF CONTINUOUSLY CAST BALL STEEL BILLETS WITH THE PERFORMANCE CHARACTERISTICS OF GRINDING BODIES

Umanskii A.A., Morosov I.S., Simachev A.S., Dumova L.V.

*«Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, umanskii@bk.ru*

Abstract. *Based on experimental studies, it was found that the quality of the macrostructure of the initial blanks, namely the presence of defects in the form of flocks, has a decisive effect on the impact resistance of grinding balls made of steel grades Sh2.1 and Sh2.3 produced by «EVRAZ ZSMK». At the same time, there is no significant influence of the quenching microstructure of these grinding balls on their impact resistance with a significant variety of phase distribution options over the volume of grinding balls.*

Key words: *grinding bodies, continuously cast workpieces, macrostructure, flocks, hardening, microstructure*

Одной из основных эксплуатационных характеристик мелющих тел (шаров и цельбепсов), используемых в процессах дробления исходных материалов для металлургической и горнорудной промышленности, является их ударная стойкость [1-2]. Низкая ударостойкость мелющих тел приводит к их

расколу в процессе эксплуатации, что увеличивает удельный расход мелющих тел и, кроме того, значительно ухудшает показатели качества измельчаемого материала, поскольку расколотые шары, смешиваясь с таким материалом, изменяют его химический и гранулометрический состав [3]. Таким образом, повышение ударной стойкости мелющих тел является актуальной проблемой.

Анализ литературных данных [4-6] показывает, что ударная стойкость катаных (произведенных на станах поперечно-винтовой прокатки) помольных шаров, составляющих более 90 % в общей структуре производства мелющих тел, определяется двумя основными параметрами: качеством макроструктуры изделий (наличие и параметры внутренних дефектов); микроструктурой мелющих тел (глубина закаленного слоя, фазовый состав). При этом, если качество макроструктуры шаров, по сути, является металлургическим параметром, так как внутренние дефекты переходят в шары с исходных слитков или литых заготовок, то качество микроструктуры шаров определяется параметрами их прокатки и термообработки.

Следует отметить, что на сегодняшний день мнение исследователей о степени влияния качества макро- и микроструктуры мелющих шаров на их ударостойкость разнятся. Так, например, в работе [7] приводятся данные, что для шаров с повышенной поверхностной твердостью определяющее влияние на их ударную стойкость оказывает перепад твердости по объему изделия – увеличение указанного перепада снижает показатели ударостойкости шаров. При этом для шаров «средней» поверхностной твердости превалирующее влияние на ударную стойкость оказывают уже дефекты макроструктуры [7].

В рамках представленной работы проведены исследования влияния параметров качества макроструктуры заготовок шаровых сталей производства АО «ЕВРАЗ ЗСМК» на ударную стойкость мелющих шаров. Объектом исследования явились помольные шары из сталей марок Ш2.1 и Ш2.3, химический состав которых представлен в таблице 1, диаметром 50 мм и 60 мм.

Таблица 1 – Химический состав шаровых сталей производства АО «ЕВРАЗ ЗСМК» по СТО 899-78

Марка стали	Содержание элементов, %							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	S	P
Ш2.1	0,60-0,69	0,20-0,30	0,60-0,70	-	-	-	не более 0,025	не более 0,030
Ш2.3	0,65-0,75	0,20-0,35	0,70-0,80	0,30-0,40	не более 0,30	не более 0,30	не более 0,020	не более 0,030

Технология производства шаров включает их прокатку, закалку в воде и самоотпуск на воздухе. Исходными заготовками для производства шаров указанного диаметра на АО «ЕВРАЗ ЗСМК» являются горячекатаные заготовки, которые в свою очередь прокатывают из непрерывнолитых заготовок производства кислородно-конвертерного цеха №2 (ККЦ-2). Технологическая схема производства в ККЦ-2 включает в себя выплавку в конвертерах емкостью 350

т с последующей обработкой металла в ковше на УДМ и агрегате «ковш-печь» и разливкой на сортовой МНЛЗ в заготовки сечением 150×150 мм.

Для анализа влияния параметров макроструктуры заготовок на ударную стойкость мелющих шаров провели серию промышленных экспериментов, в ходе которых копровым испытаниям подвергали шары одной и той же плавки, прокатанные из заготовок с выявленными дефектами в виде флокенов (рисунок 1) и из заготовок без обнаруженных дефектов макроструктуры.



а



Рисунок 1 – Флокены в продольных образцах катаных заготовок диаметром 50 мм (а) и 60 мм (б)

В результате установлено, что мелющие шары, прокатанные из годных заготовок обладают значительно большей ударной стойкостью по отношению к шарам, произведенным из заготовок с флокенами (таблица 2).

Таблица 2 – Ударная стойкость шаров в зависимости от качества макроструктуры исходных заготовок

Характеристика макроструктуры исходных заготовок	Доля расколовшихся шаров различного диаметра (после 70-ти ударов), %	
	50 мм	60 мм
Годные (без видимых дефектов)	9	0
Выявлены флокены	100	100

Фрактографическими исследованиями выявлено наличие флокенов в изломах шаров, не выдержавших испытания на ударную стойкость и прокатанных из заготовок с данным видом дефекта (рисунок 2 а). При этом в расколовшихся шарах, прокатанных из годных заготовок, имеют место изломы кратковременного нагружения (рисунок 2 б).



а



б

Рисунок 2 – Изломы шаров, не выдержавших испытания на ударную стойкость и прокатанных из заготовок с флокенами (а) и из заготовок без дефектов макроструктуры (б)

С целью определения влияния параметров микроструктуры на ударную стойкость шаров провели дополнительные металлографические исследования. В результате установлено, что все шары имеют трехзонную структуру, включающую в себя поверхностный (закаленный) слой, переходный слой и сердцевину. При этом в зависимости от фазового состава указанных зон, шары можно условно разделить на три вида (таблица 3).

Таблица 3 – Варианты микроструктуры мелющих шаров производства АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Вариант микроструктуры	Фазовый состав (твердость)		
	поверхностный (закаленный слой)	переходная зона	сердцевина шара
1	мартенсит (48-51 HRC)	мартенсит + троостит (37-41 HRC)	феррит + перлит (230-235 HB)
2	мартенсит (46-50 HRC)	мартенсит + троостит (37-40 HRC)	мартенсит + троостит + феррит (31-34 HRC)
3	мартенсит + троостит (42-44 HRC)	мартенсит + троостит (35-39 HRC)	мартенсит + троостит (30-33 HRC)

Проведенный анализ показал, что фазовый состав зон термообработанных мелющих шаров и их твердость не оказывают значимого влияния на ударную стойкость – таблица 4.

Таблица 4 – Ударная стойкость шаров в зависимости от параметров их закалочной микроструктуры

Диаметр шаров, мм	Доля расколовшихся шаров различных вариантов микроструктуры (после 70-ти ударов), %		
	1	2	3
50	48	53	49
60	57	51	54

Таким образом, подтверждено, что для условий АО «ЕВРАЗ ЗСМК» определяющее влияние на ударную стойкость шаров оказывает качество макроструктуры исходных заготовок. В соответствии с этим перспективным направлением повышения эксплуатационных характеристик производимых мелющих шаров является совершенствование технологии производства непрерывнолитых заготовок с целью повышения качества их макроструктуры.

Заключение

Проведенными в промышленных условиях АО «ЕВРАЗ ЗСМК» исследованиями установлено определяющее влияние качества макроструктуры исходных заготовок на ударную стойкость мелющих шаров диаметром 50 мм и 60 мм из сталей марок Ш2.1 и Ш2.3. На основании металлографических исследований определены особенности закалочной микроструктуры рассматриваемых мелющих шаров. В частности показано, что структура всех шаров является трехзонной и включает в себя поверхностный слой, переходную зону и сердцевину. При этом в зависимости от фазового состава указанных зон можно выделить три варианта микроструктуры шаров. Установлено, что параметры закалочной микроструктуры и распределение твердости по объему рассматриваемых мелющих шаров не оказывают значимого влияния на их ударостойкость.

Библиографический список

1. Рахутин, М. Г. Пути совершенствования методов оценки основных характеристик мелющих шаров / М. Г. Рахутин, П. Ф. Бойко // Уголь. 2017. №12. С. 49-51
2. Крутилин, А. Н. Мелющие тела. Проблемы. Перспективы / А. Н. Крутилин, Н. И. Бестужев, А. Н. Бестужев, Д. Н. Каленкович // Литье и металлургия. 2009. №4 (53). С. 26-33.
3. Aldrich C. Consumption of steel grinding media in mills // Minerals Engineering. 2013. Vol. 49. P. 77-91.
4. Найзабеков, А. Б. Снижение расхода стальных мелющих шаров путем улучшения технологии их производства / А. Б. Найзабеков, Б. С. Мухаметкалиев, А. С. Арбуз, С. Н. Лежнев // Вести высших учебных заведений Черноземья. 2016. №4 (46). С. 78-86.
5. Lam M.M., Serov A.I., Smyrnov Y.N., Ternavskii A.N., Mykheiev V.V. Production of hard (class V) grinding balls at PJSC “DMPZ”. Steel in Translation. 2017. Vol. 47. No. 5. pp. 325-329.
6. Сталинский Д.В. Выбор материала и технологий термической обра-

ботки мелющих шаров, работающих преимущественно в условиях абразивного износа / Д.В. Сталинский, А.С. Рудюк, В.К. Соленый // Сталь. 2017. №6. С. 64-69.

7. Ефременко, В. Г. Металлографический анализ причин разрушения стальных катаных тел для барабанных мельниц / В. Г. Ефременко // Вестник Приазовского государственного технического университета. – 2000. – №9. – С. 89-91.

УДК 669.184

АНАЛИЗ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ВОЗМОЖНОСТЕЙ ПЕРЕРАБОТКИ ШЛАМА КОНВЕРТЕРНОГО ПРОИЗВОДСТВА В КИСЛОРОДНОМ КОНВЕРТЕРЕ

Сафонов С.О., Лопатина А.О.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, sergey.safonov.1950@mail.ru, olegovvna@bk.ru*

Аннотация. Проведен сравнительный анализ материальных и тепловых балансов с использованием в качестве охладителя лома и конвертерного шлама. Описаны методы загрузки как обожженных, так и сырых шламовых окатышей в кислородный конвертер. Охарактеризовано влияние данного охладителя на такие параметры конвертерной плавки: расход извести, коэффициенты распределения Mn, P, S.

Ключевые слова: конвертер, продувка, охладитель, окисление, восстановление, шлак, металл.

ANALYSIS OF THE TECHNOLOGICAL POSSIBILITIES OF PROCESSING BOF SLUDGE IN AN OXYGEN CONVERTER

Safonov S.O., Lopatina A.O.

*Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, sergey.safonov.1950@mail.ru, olegovvna@bk.ru*

Abstract. A comparative analysis of material and thermal balances with the use of scrap and converter sludge as a cooler is carried out. The methods of loading both burnt and raw slurry pellets into an oxygen converter are described. The influence of this cooler on the following parameters of converter melting is characterized: lime consumption, distribution coefficients Mn, P, S.

Keywords: converter, purge, cooler, oxidation, reduction, slag, metal.

В настоящее время металлургическая промышленность столкнулась с повышением цен на стальной лом и снижением спроса на стальную продукцию. ЕВРАЗ ЗСМК перешли на выплавку стали в кислородном конвертере с долей чугуна в шихте 100 %. В связи с этим возникают проблемы, чтобы не снижалась стойкость футеровки, и не увеличивался расход ферросплавов,

необходимо вводить в плавку охладители. Одним из решений этой проблемы предлагается введение в плавку железосодержащих отходов своего же производства. В данной работе будут рассматриваться окомкованные конвертерные шламы применяемые в качестве охладителей. В таблице 1 приведен химический состав шлама конвертерного производства.

Шлам конвертерного производства можно загружать в сталеплавильный агрегат в виде сырых окатышей или в виде обожженных окатышей. Загружать обожженные окатыши в конвертер можно как совками, так и через бункера.

Таблица 1 - Химический состав конвертерного шлама

FeO	Fe ₂ O ₃	S	CaO	MgO	SiO ₂	MnO	P ₂ O ₅	Al ₂ O ₃	ZnO	W	п.п.п.
15,25	64,98	0,05	7,47	0,25	1,74	1,08	0,17	0,22	1,35	7,80	7,44

Сырые окатыши необходимо загружать порциями и обжигать уже в конвертере сжиганием твердого топлива. Для избежания выбросов и других аварийных ситуаций во время заливки чугуна [1-4].

Применение конвертерного шлама вместо металлолома, повысит среднее количество примесей чугуна: углерода, кремния, марганца, фосфора, серы. Повышение среднего содержания углерода в шихте обеспечит процесс жидкофазного восстановления окислов железа в шламе, без дополнительного ввода восстановителя.

Шлам конвертерного производства имеет охлаждающую способность в 4,6 раза больше чем у металлического лома (таблица 2).

Таблица 2 - Охлаждающая способность материалов, °C/ 1 % от массы стали

Материал	Снижение температуры, °C
Стальной лом	9
Железная руда	40
Конвертерный шлам	42
Известняк	39
Известь	16

Расчет материального баланса проводился с учетом таких шихтовых материалов как: чугун, шлам, известь, ФОМИ, уголь, электродный бой (таблица 3).

Таблица 3 – Материальный баланс конвертерной плавки

Поступило	Вес, кг	Получено	Вес, кг
Жидкий чугун	94,500	Жидкий металл	90,589
Шламовые окатыши	5,500	Шлак	10,240
Известь	4,941	Газы	11,535
ФОМИ	0,8	Пыль в виде Fe ₂ O ₃	0,857
Технический кислород	7,47	Пыль за счет выдуваемой извести	0,270

Продолжение таблицы 1

Поступило	Вес, кг	Получено	Вес, кг
Размыв футеровки	0,15	Корольки в шлаке	0,3
Миксерный шлак	0,5	Выбросы и выдувка	1,0
Уголь	0,717		
Электродный бой	0,2		
Итого:	114,778	Итого:	114,791
* Невязка равна $(114,791 - 114,778) / 114,791 \cdot 100 = 0,011 \%$.			

Замена металлолома на конвертерный шлак привело к изменению статей прихода теплового баланса. Большая часть тепла приходится на физическое тепло чугуна из-за его большой доли в шихте. Снижение доли прихода тепла от окисления примесей связано с тем что охладитель минимально вносит примеси которые при окислении дают тепловую энергию (таблица 4).

Таблица 4 – Тепловой баланс конвертерной плавки, %

Составляющие баланса	Верхнее кислородное дутье
Поступление теплоты	
Физическая теплота чугуна	60
Окисление примесей	40
Потери теплоты	66
Физическая теплота стали	18
Газа	12
Шлаков	4
Потери теплоты	

На рисунке 1 показано снижение расхода извести на 4 %, коэффициента распределения S на 25 % и повышение коэффициентов распределения P и Mn из-за роста окисленности шлака. Это говорит о снижении содержания фосфора и марганца в металле перед раскислением и повышении содержания серы.

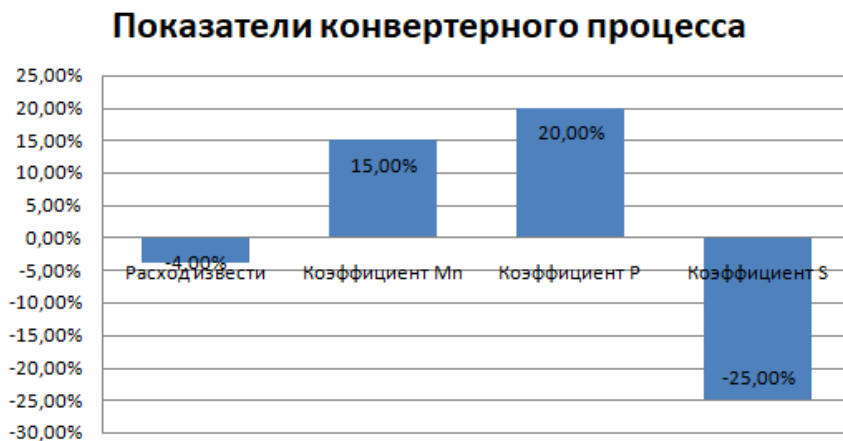


Рисунок 1 – Изменения расхода извести, и коэффициентов распределения Mn, P, S

Количество сырых окатышей в шихте из-за низкой доли в шихте определяет необходимое количество совков для загрузки лома. Чтобы загрузить всю порцию сырых окатышей в конвертер, необходим 1 загрузочный совок 50 м^3 . После загрузки и прогрева лома, некоторая часть окатышей расплавится, окатыши частично металлизуются. Во время заливки чугуна, окатыши будут медленно всплывать в шлаковую фазу. Окатыши взаимодействуя с примесями чугуна частично металлизуются, металлизированная часть расплавляется и переходит в железоуглеродистый расплав. Большая часть окатышей будет расплавляться и переходить в шлак при этом взаимодействуя с пузырьками монооксида углерода.

Вначале продувки содержание окислов в шлаке повышенное, поэтому нужно установить положение фурмы на средний уровень, так как окислять железо не нужно, необходимо поддерживать тепловой режим плавки из-за быстрого переохлаждения железоуглеродистого расплава [4-9].

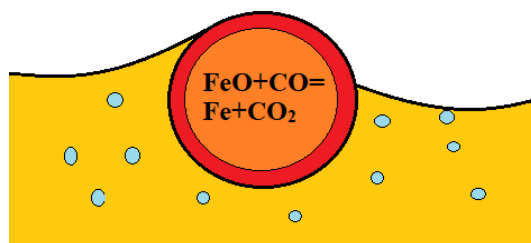


Рисунок 2 – Схема взаимодействия шламового окатыша с шлакометаллической эмульсией и пузырьками СО

Выводы:

1. Применение шламовых окатышей конвертерного производства, снижают расход извести, содержание марганца и фосфора на выпуске, снижается выход жидкого металла, снижается степень удаления серы, снижается расход окислителя на плавку.
2. Большое содержание окислов железа в шлаке повысит износ рабочего слоя футеровки сталеплавильного агрегата.
3. Изменение способа завалки предварительно обожженных окатышей через бункера, позволит убрать операции завалки и прогрева лома, что увеличит производительность конвертера.

Библиографический список

1. Анализ энергосберегающих технологий выплавки стали в дуговой сталеплавильной печи/ С.О. Сафонов // Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения. Труды Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых. – 2020. – С. 273 – 276.
2. Технологии интенсификации кислородно-конвертерного процесса / С.О. Сафонов // Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения. Труды Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых. – 2021. – С. 177-180.
3. Изучение влияния (положения, интенсивности) фурмы на параметры

реакционной зоны / В.С. Фадеев, С.О. Сафонов // Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения. Труды Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых. – 2021. – С. 193-196.

4. Конвертерное производство стали. / Б.М. Бойченко - Днепропетровск: Металлургия, 2006. - 453 с.

5. Баптизманский, В. И. Конвертерные процессы производства стали / В. И. Баптизманский, М. Я. Меджибожский, В. Б. Охотский. – Киев–Донецк : Вища школа, 1984. – 344 с.

6. Явойский, В. И. Теория продувки сталеплавильной ванны / В. И. Явойский, Г. А. Дорофеев, И. Л. Повх. – Москва: Металлургия, 1974. – 495 с.

7. Глазов, А. Н. Передел чугунов с пониженным содержанием марганца кислородно-конвертерным процессом / А. Н. Глазов, Л. А. Смирнов, Б. Н. Катенин. –Черная металлургия. Бюл. НТИ, 1977 - С.8–21.

8. Югов, П.И. Шлакообразование при низких концентрациях марганца в конвертерной ванне /П. И. Югов Сталеплавильное производство: Тематич. отраслев. сборник МЧМ СССР. – М.: Металлургия, 1974. – №2. – С.33–39.

9. Зарвин, Е.Я. О некоторых особенностях дутьевого режима выплавки стали в 350-т конвертерах / Е. Я. Зарвин, А. Г. Чернятевич, Ю. Н. Борисов. –Изв. вузов. Черная металлургия, 1976. – №12. - С.47–52.

УДК669.018

ВОЗМОЖНОСТЬ ПОЛУЧЕНИЯ КРЕМНИСТЫХ ФЕРРОСПЛАВОВ ИЗ ФОСФАТНОГО СЫРЬЯ

Шевко В.М., Утеева Р.А., Лавров Б.А., Полатова К.М., Каратаева Г.Е.

*Южно-Казахстанский университет им.М.Ауезова,
г. Шымкент, Казахстан, shevkovm@mail.ru, raisa.uteyeva@mail.ru
Санкт-Петербургский технический университет (институт),
г.Санкт-Петербург, Россия, lavrovba@mail.ru*

Аннотация. В статье приведена информация о новой безшлаковой технологии переработки фосфорита электроплавкой с получением ферросплава, карбида кальция и извлечением фосфора в газ. Особенность процесса заключается в том, что в шихту вместо кварцита вводится стальная стружка с отношением в шихте железо кварцит = 2-6, а электроплавка вместо 1450-1500 °С проводится при 1900-2050°С. Технология позволяет увеличить степень комплексного использования сырья от 42,6 % до 80,5-83,8 %, т.е. почти в 2 раза.

Ключевые слова: фосфориты, электроплавка, феррофосфор, технический карбид кальция, ферросплав.

POSSIBILITY OF OBTAINING SILICEOUS FERROALLOYS FROM PHOSPHATE RAW MATERIALS

Shevko V.M., Uteyeva R.A., Lavrov B.A., Polatova K.M., Karataeva G.E.

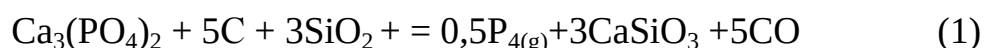
*M.Auezov South Kazakhstan University,
Shymkent, Kazakhstan, shevkovm@mail.ru , raisa.uteyeva@mail.ru
Saint Petersburg Technical University (Institute),
Saint Petersburg, Russia, lavrovba@mail.ru*

Abstract. The article provides information about a new technology for processing phosphorite by electric melting to obtain ferroalloys and calcium carbide and the extraction of phosphorus into gas. The peculiarity of the process is that steel chips are introduced into the charge instead of quartzite with a ratio of iron quartzite = 2-6 in the charge, and electric melting instead of 1450-1500°C was carried out at 1900-2050 °C. The technology allows to increase the degree of integrated use of raw materials from 42.6 % to 80.5-84.7%, i.e. by 1.89-1.99 times.

Keywords: phosphorites, electric melting, ferrophosphorus, technical calcium carbide, ferroalloy.

Общие мировые запасы фосфатного сырья (без апатитов) составляют 82,7 млрд.т., а достоверные - 27,1 млрд.т. На территории Казахстана находятся два месторождения фосфоритов: Каратауское и Актюбинское. Общие запасы фосфоритов в Каратауском месторождении составляют 3 млрд.т. (740 млн.т. P_2O_5), а в Актюбинском - 5 млрд.т. (500 млн.т. P_2O_5) [1].

Переработка фосфорита электроплавкой в присутствии кокса и кварцита проводится в руднотермической дуговой электропечи при температуре в реакционной зоне 1400-1500 °C по реакции:



При электроплавке фосфор восстанавливается и переходит в газовую фазу. Нерудные составляющие шихты образуют шлак. Побочным продуктом процесса является феррофосфор, в который переходит основное количество железа (до 80 %) и частично (до 5 %) фосфор. Несмотря на достаточно высокую степень извлечения фосфора в газовую (до 89,5 %) данный метод переработки имеет ряд недостатков:

- на каждую тонну фосфора образуется до 10 т шлака, в который переходит кальций, кремний, алюминий, часть железа и фосфора. Шлак является отвальным продуктом. Он хранится в отвалах, занимая земельные угодья, ухудшает экологию региона из-за образования пыли;

- не высокая степень комплексного использования сырья: с учетом того, что степень извлечения фосфора в газовую фазу составляет 89,5 %, – железа в феррофосфор – 80 %, кремния в феррофосфор – 1 % и полный переход кальция в шлак, степень комплексного использования сырья (γ) по четырем основным элементам (P, Fe, Si, Ca) по известному способу составляет:

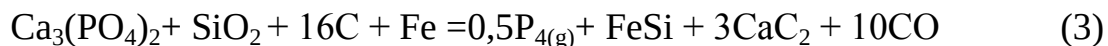
$$\gamma = \frac{(89,5)+80,0+1,0+0,0}{4} \cdot 100 = 42,6\%. \quad (2)$$

Увеличение степени комплексного использования сырья данным способом за счет повышения извлечения Si и Ca в продукты не представляется возможным так как для высокой степени восстановления кремния необходима температура $\geq 1700^{\circ}\text{C}$, а кальция $> 1800^{\circ}\text{C}$.

Предложенные новые методы электротермического получения фосфора индукционный [2] и плазменный нагрев [3], энерго-технологический процесс [4], РОМЕЛТ-процесс [5], восстановление природным газом [6], ориентированы на повышение извлечения фосфора в возгоны. Эти технологии сопровождаются, тем не менее, с образованием отвального шлака или же характеризуется высокой себестоимостью (восстановление природным газом). Шлаки, которые вывозятся в отвалы, занимая земельные угодья, негативно влияют на экологию региона, имеют ограниченный сбыт, в виду того что изделия, содержащие фосфорный шлак являются источниками токсичных газовыделений [7].

Для увеличения степени извлечения фосфора из фосфорита, т.е. восстановления проводился нефтяным коксом, содержащим 1,9-6,0 % серы при 1450°C . Способ позволяет увеличить степень извлечения фосфора на 4-5 % [8]. Однако, ввиду недостаточной температуры (1450°C) для восстановления кремния и кальция процесс характеризуется неизбежным образованием отвального шлака, а следовательно и не высокой степенью комплексного использования сырья, не превышающий 50 %. Кроме этого, сера присутствующая в шихте, способна образовывать с фосфором сульфиды (P_4S_{10} , P_4S_4 , P_4S_5 , P_4S_1 , P_2S_3) с которыми происходят потери фосфора [9]. Попадая в систему конденсации сульфиды фосфора при взаимодействии с водой образуют фосфорную кислоту и H_2S : $\text{P}_4\text{S}_{10} + 16\text{H}_2\text{O} = 3\text{H}_3\text{PO}_4 + 10\text{H}_2\text{S}$, которой происходят потери фосфора, а H_2S при сжигании на свече образует ядовитые SO_2 и SO_3 .

В настоящей статье приводятся результаты исследований переработки фосфоритов с одновременным получением в руднотермической электропечи ферросплава, карбида кальция с извлечением фосфора в возгоны. Основой для процесса является реакция:



которая, происходит при температуре $> 1608^{\circ}\text{C}$, (таблица 1).

Таблица 1- Влияние температуры на ΔG° реакции 3*

T, °C	1300	1400	1500	1600	1608	1700	1800	1900
ΔG° , ккал	+139,8	+94,6	+48,7	+3,1	0,0	-42,3	-87,4	-130,5
*- расчет ΔG° проведен нами при помощи программного комплекса HSC-5.1 (опция ReactionsEquations).								

При технологической реализации предлагаемого метода использовали: -прокаленный фосфорит Каратау (23,4 % P_2O_5 , 39,7 % CaO , 25,8 % SiO_2 , 2,6 % MgO , 2,1 % Fe_2O_3 и FeO , 1,7 % Al_2O_3 , 2,61 % CaF_2 , 1 % $\sum \text{Na}_2\text{O}$ и

K₂O, 0,4 % CaSO₄, 0,1 % TiO₂, 0,1 % MnO, 0,5 % CO₂);

-железную стружку (98,0 % Fe, 1,6% C, 0,21% Si, 0,1% Mn, 0,1% прочие);

-кокс 87,1 % C, 4,9 % SiO₂, 2,8 % Fe₂O₃, 1,1 % Al₂O₃, 0,3 % MgO, 1,8 % CaO, 0,9 % летучие, 0,2 % S, остальное – влага);

-кварцит (95,3 % SiO₂, 1,5% Al₂O₃, 0,1 % Fe₂O₃, 0,1 % MgO, 1,1 % CaO, 0,4 % прочие).

Перед электроплавкой фосфорит, кокс и кварцит дробили до крупности 0,5-1,5 см. Железную стружку обрезали до размеров 0,3-0,8см. Плавку проводили с шихтой массой 2,5-3 кг. Шихту загружали в предварительно разогретый графитовый тигель (d =10 см, h=18 см), который был установлен на графитовую подину однофазной печи с графитовым электродом диаметром 5 см. Энергия в печь подавалось по короткой сети от трансформатора ТДЖФ -1002 с регулируемой мощностью от 0 до 45кВ·А (мощность регулировалась терристерным преобразователем). Температура процесса измерялась термопарой ВР-5/20, которая была установлена с внешней поверхности графитового тигля. Для определения температуры в тигле в период электроплавки шихты с фосфоритом предварительно была найдена зависимость между истинной температурой внутри тигля в отсутствии шихты на высоте 3-3,5 см от дна тигля (пирометр ОПИР-17) и температурой на внешней поверхности графитового тигля (термопара ВР-5/20). Предварительно дугой проводился разогрев тигля в течение 35-40 мин. Затем загружали первую порцию шихты (500-700 г). После проплавления первой порции шихты в течение 5-7 минут, через каждые 2-3 мин загружали шихту массой 150-200 г. Общая продолжительность плавки (вместе с загрузкой шихты составляла 60-65 минут). Необходимую температуру в печи поддерживали регулированием подаваемой в печь мощностью. При электроплавке фосфорита по заявляемому способу количество кокса было постоянным и составляло 110 % от теоретически необходимого для восстановления P₂O₅ до P₂, SiO₂ до Si и CaO до CaC₂. Количество стальной стружки было не постоянным. Стружка задавалась в шихту исходя из необходимого отношения в шихте железо / кремний (β) от 1 до 8. При электроплавке напряжение изменялось от 20 до 30 В, сила тока -550-650А.

После плавки тигель в печи охлаждали в течение 2-2,5 часов. Затем его поднимали щипцами из печи и охлаждали еще 5-6 часов. Затем тигель разбивали. Содержимое тигля сортировали на технический карбид кальция и ферросплав. Качество получаемого карбида кальция определяли его литражом (по объему ацетилена, выделяющегося при взаимодействии технического карбида кальция с водой по реакции CaC₂ + H₂O = C₂H₂ + Ca(OH)₂).

$$L = \frac{(p-p_1) \cdot 273 \cdot V}{(273+t) \cdot 760 \cdot G}; \quad (4)$$

где p и p_1 – атмосферное давление и упругость паров воды во время опыта, мм.рт.ст;

V – объем выделившегося ацетилена, мл;

G – навеска карбида кальция, г;
t – температура, °C;
L – литраж карбида кальция, дм³/кг.

Полный элементный количественный состав сплава определяли на растровом электронном микроскопе PSM-6490LVJeol (Япония). Степень извлечения кремния, железа, кальция и фосфора в сплав (α_{Si} , α_{Fe} , α_P , $\alpha_{Ca(сплав)}$, %) рассчитывали отношением масс Si, Fe, P и Ca в сплаве к массам Si, Fe, P и Ca в шихте, а степень извлечения кальция в карбид кальция ($\alpha_{Ca(CaC_2)}$, %) отношением суммы кальция в техническом карбиде к массе кальция в шихте. Степень извлечения фосфора в газ рассчитывалась по формуле:

$$\alpha_{P(газ)} = 100 - \alpha_P - \alpha_{P(карбид)} \quad (5)$$

где $\alpha_{P(карбид)}$ – степень извлечения фосфора в карбид кальция, %;
 α_P – степень извлечения фосфора в ферросплав, %.

После установления степени извлечения элементов по продуктам (карбид кальция, ферросплав, газообразный фосфор) проводили расчет степени комплексного использования сырья (γ , %) по формуле

$$\gamma = (\alpha_{P(газ)} + \alpha_{Si(сплав)} + \alpha_{Fe(сплав)} + \alpha_{Ca(карбид)}) / 4 \quad (6)$$

где ($\alpha_{P(газ)}$, $\alpha_{Si(сплав)}$, $\alpha_{Fe(сплав)}$, $\alpha_{Ca(карбид)}$) – степень извлечения фосфора в газ, кремния в сплав, железа в сплав, кальция в карбид кальция, %; 4 – число элементов, по которым рассчитывается показатель γ .

Результаты переработки фосфоритов электроплавкой приведены в таблицах 2 и 3.

В таблице 2 показано влияние температуры на технологические показатели. Эта серия опытов проводилась при отношении в шихте железо/кварцит (β) равным 4.

Таблица 2 – Электроплавка фосфатного сырья при различной температуре

№	T, °C	$\alpha_{Si(сплав)}$, %	$\alpha_{Ca(карбид)}$, %	$\alpha_{P(газ)}$, %	$\alpha_{Fe(сплав)}$, %	γ , %
1	1500±10	0,8	1,0	0,0	76,4	31,5
2	1800±15	50,1	26,9	93,3	86,5	64,3
3	1900±15	79,7	56,8	99,7	85,9	80,5
4	1950±20	80,4	82,6	99,8	85,8	87,1
5	2000±20	81,8	78,6	99,7	86,0	86,5
6	2050±20	80,6	72,4	99,7	86,4	84,7
7	2100±20	80,3	52,8	99,6	86,5	79,8

Известно [10], что при температуре 1500°C в виду незначительного восстановления Si и полного отсутствия карбидообразования кальция, γ составляет 39,8 %. При увеличении температуры до 1950-2000 °C наблюдается максимальное извлечение Ca в CaC_2 (82,6 – 78,6 %). Затем, при увеличении температуры происходит разложение CaC_2 и при 2100 °C степень перехода Ca в карбид уменьшается до 52,8 %.

Увеличение температуры позитивно сказывается и на извлечение кремния в сплав. (Уменьшение перехода Si в сплав при $T > 2000^{\circ}\text{C}$ объяснится повышением степени перехода Si из сплава в газ). В температурном интервале $1900-2100^{\circ}\text{C}$ степень перехода фосфора в газ довольно полное (99,6 - 99,8 %). При 1800°C часть фосфора переходит в сплав (в виде фосфидов). Поэтому $\alpha_{\text{P(газ)}}$ – не полная. Исходя из таблицы 2 следует, что оптимальной температурой электроплавки фосфоритов является интервал $1900-2050^{\circ}\text{C}$, при котором степень комплексного использования сырья составляет 80,5 - 87,1 %. При большей температуре происходят заметные потери кальция с газом а при меньшей степень восстановления кремния и кальция невысокая соответственно -50,1 % и 26,9 %.

В таблице 3 приведено влияние отношения железо/кремний в шихте на технологические показатели процесса. Определение оптимального значения β выявлялось на нижнем значении температуры (1900°C).

Таблица 3 – Электроплавка фосфорита с различным значением β в шихте

№	β	T, $^{\circ}\text{C}$	$\alpha_{\text{Si(сплав)}}, \%$	$\alpha_{\text{Ca(карбид)}}, \%$	$\alpha_{\text{P(газ)}}, \%$	$\alpha_{\text{Fe(сплав)}}, \%$	$\gamma, \%$
1	1	1900 ± 15	56,4	60,1	99,3	85,9	75,4
2	2	1900 ± 15	74,8	60,4	99,6	16,0	80,2
3	4	1900 ± 15	79,7	56,8	99,7	85,9	87,1
4	6	1900 ± 15	86,8	52,6	99,5	86,6	81,8
5	8	1900 ± 15	86,3	41,4	99,5	86,7	78,5

Из таблицы 3 видно, что технологические параметры процесса зависят от β . Так, увеличении β от 1 до 8,0 $\alpha_{\text{Ca(карбид)}}$ проходит через максимум при $\beta = 1-4$. Затем $\alpha_{\text{Ca(CaC}_2\text{)}}$ уменьшается в связи с тем, что повышение количества железа в шихте приводит к увеличению степени образования газообразного кальция, с которым теряется кальций. Повышение β приводит к увеличению $\alpha_{\text{Si(сплав)}}$ ввиду того, что увеличивается объем железа в котором растворяется кремний, тем самым равновесие реакции восстановления Si смещается вправо. На степень перехода Fe в сплав β оказывает незначительное влияние ($\alpha_{\text{Fe(сплав)}}$ изменяется от 83,4 до 86,7 %). Заметно влияет β на $\alpha_{\text{P(газ)}}$. Этот параметр увеличивается от 93,6 % до 99,7 %. Вследствие неоднозначности влияния β на $\alpha_{\text{Si(сплав)}}$, $\alpha_{\text{Ca(карбид)}}$, $\alpha_{\text{P(газ)}}$ и $\alpha_{\text{Fe(сплав)}}$ оптимальным значением β следует признать отношение $\beta=2-6$, при котором параметр оптимизации (γ) составляет 80,2-81,4 %. (При $\beta=1$ γ составляет 75,4, а при $\beta=8$, γ составляет 78,5 %).

При электроплавке с $\beta=2-6$ при $1900-2050^{\circ}\text{C}$ полученный карбид кальция имеет литраж $250-270 \text{ дм}^3/\text{кг}$, который в соответствие с ГОСТ 1460-2013 относится к кариду кальция второго и первого сорта. Образующийся при этом ферросплав содержит 20-26 % Si, 3-4 % Ca, 1,1-1,6 % Al. Причем содержание фосфора в нем $\leq 0,01$ %. Такой сплав можно отнести к Si-Ca-Al лигатуре, которую можно использовать как раскислитель - модификатор при выплавке стали. На разработанную технологию нами получены патент на изобретение [11].

Таким образом предлагаемая технология переработки фосфатного сырья является безшлаковой, вместо шлака в печи получается карбид кальция и ферросплав. Она позволяет увеличить степень комплексного использования сырья до 80,5-87,1 % (среднее значение 83,8 %), то есть почти в 2 раза.

Настоящее исследование финансируется Комитетом науки Министерства образования и науки Республики Казахстан (грант № AP14869066).

Библиографический список

1. Эвенчик С.Д., Бродский А.А. Технология фосфорных и комплексных удобрений. - Москва: Химия, 1987. - 464 с.
2. Горбенко А.Н. Разработка исследование процесса получения фосфора из производственных отходов фосфатно-кремнистой и коксовой щелочи методом индукционного нагрева без предварительного окомкования. Автореферат....канд. техн. наук. Ташкент, 1979. -21с.
3. Калмыков С.И., Капишев Т.А., Бектуров А.Б. Метод получения фосфора восстановлением фосфоритов смесью углеводородов и угля // Физико – химические исследования фосфат-, силикат-, ртутьсодержащих систем. Алма-Ата.: Наука КазССР, 1985. – С. 189-264.
4. Донцов А.Я. Энерготехнологическое комбинирование в технологических процессах химической электротермии //Журнал ВХО им. Д.И. Менделеева. ТОМ XIV. -М.: Химия 1979. –С. 587-593.
5. Усачев А.Б., Баласанов А.В., Лехерзак В.Е., Ключев Д.В.Новая экологически безопасная технология производства фосфора из бедного фосфатного сырья// Материалы НПК "Экология и безопасность в техносфере" (декабрь 2010 г.). –Орел: ФГОУ ВПО «Гос-университет –УНПК», 2011. -С. 167-169.
6. Смирнов В.А., Риф Ш.И., Вильк Ю.Н. Хардкель К.В. Сравнительная оценка различных методов производства желтого фосфора. Исследования в области химической электротермии // Труды института ЛенНИИГИПРО-ХИМ. - №6. -1972. -С. 99-106
7. Бажиров Н.С., Битемиров М.К. Комплексная экологически безопасная переработка шлаковых отходов фосфорного производства. Алматы:Гылым, 1998. -136с.
8. Богданов С.П., Козлов К.Б., Лавров Б.А., Соловейник Э.Я. Электротермические процессы и реакторы. -Спб.: Проспект науки. 2009. – 424с.
9. Галеев Р.Г., Хайрутдинов ИР, Ахметов М.М., Гимаев Г.Н., Мурзагареев Г.Р., Гуляихин В.Н., Омаралиев Г.О. Авторское свидетельство SU№1370073. Способ получения фосфора. Бюлл.№4, 30.01.88.
10. Технология фосфора /Белов В.Н, Большикова А.П., Данцис Я.Б. и др. Под ред. Проф. В.А.Ершова и канд. техн. наук В.Н.Белова. –Л.: Химия, 1979. – 336с.
11. Патент РК № 35033. Способ переработки фосфорита. Шевко В.М., Утеева Р.А., Лавров Б.А.- опубл.: 30.04.2021.

ПЕРЕРАБОТКА БОГАТЫХ ПЫЛЕЙ ПРОИЗВОДСТВА ФЕРРОМАРГАНЦА С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ

Шевко В.М.¹, Айткулов Д.К.², Синельников И.П.¹,
Удалов Ю.П.³, Бадикова А.Д.¹

¹*Южно-Казахстанский университет имени М. Ауэзова,
Шымкент, Казахстан*

²*Национальный центр по комплексной переработке минерального сырья,
Республики Казахстан, Алматы, Казахстан*

³*Санкт-Петербургский государственный технологический институт,
Санкт-Петербург, Россия, sunstroke_91@mail.ru*

Аннотация. В статье приводятся результаты исследования возможности комплексной переработки богатых свинцовых (28,6 % PbO) и цинковых 31,1 % (ZnO) пылей производства ферромарганца Таразского металлургического завода. Исследования проводили термодинамическим моделированием, с использованием программного комплекса HSC-6.0. Найдено, что из пылей возможно получение ферросиликомарганца марки MnC₂ и полиметаллических концентратов: свинцового (85,6 % PbO, 8,5 % ZnO, 5,9 % SiO₂) и цинкового (79,1 % ZnO, 11,5 % PbO, 9,26 % SiO₂).

Ключевые слова: ферромарганец, пыли, цинк, свинец, термодинамическое моделирование, ферросиликомарганец, свинцово-цинковые возгоны.

PROCESSING OF RICH DUST FROM FERRO-MANGANESE PRODUCTION WITH A HIGH CONTENT OF NON-FERROUS METALS

Shevko V.M.¹, Aitkulov D.K.², Sinelnikov I.P.¹, Udalov Yu.P.³,
Badikova A.D.¹

¹*M. Auezov South Kazakhstan University, Shymkent, Kazakhstan*

²*National Center on complex processing of mineral raw materials
of the Republic of Kazakhstan, Almaty, Kazakhstan*

³*Saint-Petersburg State Institute of Technology,
Saint-Petersburg, Russia*

Abstract. The article presents the results of the research possibility of complex processing of rich lead (28,6 % PbO) and zinc 31,1 % (ZnO) dusts from the ferromanganese production of the Taraz Metallurgical Plant. The studies were carried out by thermodynamic modeling using the HSC-6.0 software package. It was found that it is possible to obtain ferrosilicomanganese grade MnC₂ and polymetallic concentrates from dusts: lead (85,6 % PbO, 8,5 % ZnO, 5,9 % SiO₂) and zinc (79.1% ZnO, 11,5 % PbO, 9,26 % SiO₂).

Keywords: ferromanganese, dust, zinc, lead, thermodynamic modeling, fer-

При выплавке ферромарганца и ферросиликомарганца на ТОО «Таразский металлургический завод» (г. Тараз, Казахстан) при использовании концентратов, содержащих цинк и свинец, образуются возгоны с повышенным содержанием этих металлов. Для извлечения ценных компонентов из пылей производства ферромарганца их включают, обычно, в состав шихты для повторной переработки в пирометаллургическом переделе [1]. Проведены опытно – промышленные испытания по утилизации в плазменных печах отходов, содержащих 22 % ZnO, 3,6 % Pb₃O₄. Полученный сплав практически не содержит Zn и Pb, а степень извлечения Mn в металл составила 87 % [2]. В Химико- металлургическом институте (г. Караганда) проведены исследования по гидрометаллургической переработке пылей производства ферромарганца [3,4]. Переработка основана на водном выщелачивании сернистым газом при температуре минус 70 °С и продолжительность процесса 1-2 час. Степень извлечения марганца составляет 96 %. Свинец на 99 %, цинк, редкие металлы на 90 % остаются в кеке. Для переработки пылей предложена технология электроплавки и вельцевания, предварительно гранулированных пылей [5-6].

Несмотря на довольно высокое извлечение из пылей Zn и Pb, вельцевание не позволяет решить проблему комплексной переработки пылей. В частности основная часть марганца переходит в клинкер. Для извлечения этого металла необходим дополнительный передел или возврат его в электротермический передел. Поэтому нами предложен вариант переработки свинцовых и цинковых пылей ферромарганца с одновременным извлечением Zn и Pb в возгоны и получением кремнистого ферросплава, содержащего Mn.

В статье приводятся результаты исследования компьютерного термодинамического моделирования комплексной переработки пылей ферромарганца с возгонкой цинка, свинца и получением ферросплавов.

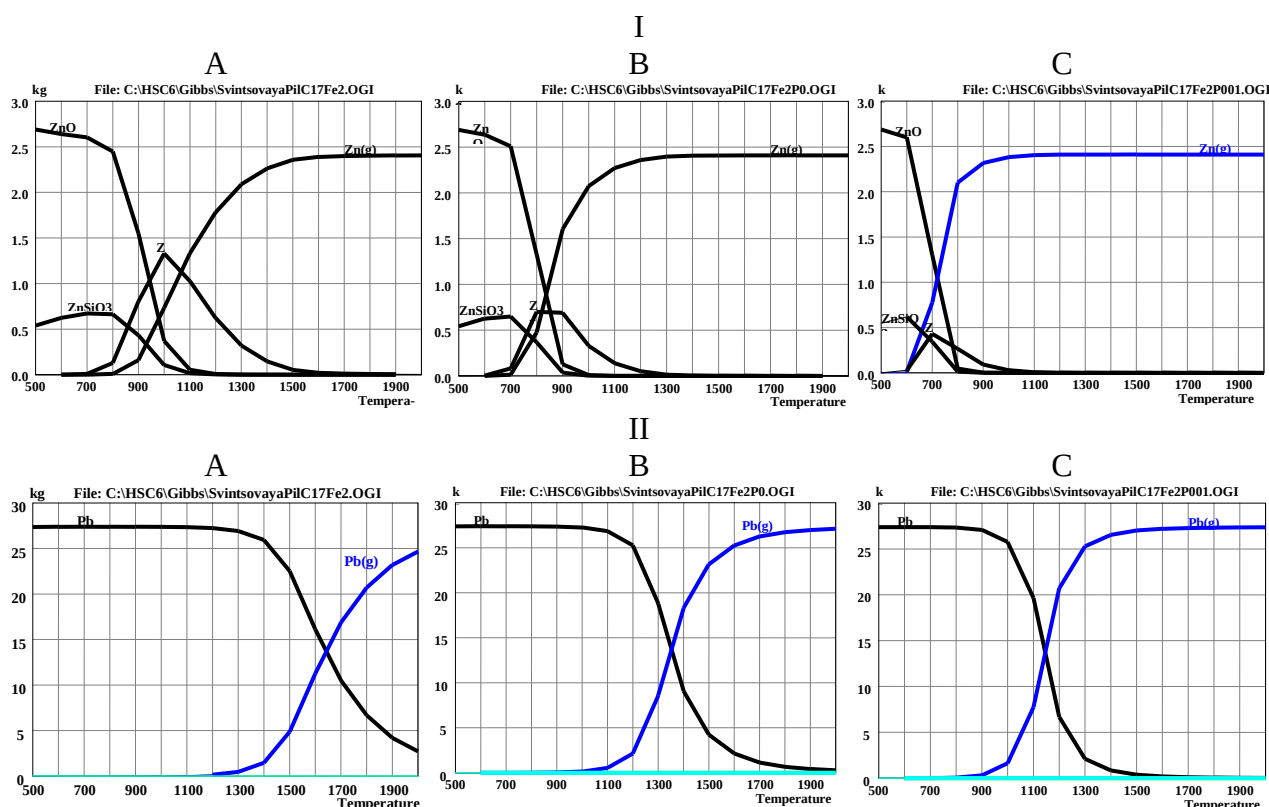
Термодинамическое моделирование проводилось с использованием программного комплекса HSC-6.0, основанного на минимизации энергии Гиббса [7]. Для расчета равновесной степени распределения элементов между веществами проводился с использованием разработанного нами алгоритма [8] Химический состав исследуемых пылей следующий: пыль (свинцовая), масс. %: 28,6 % PbO, 2,8 % ZnO, 19,8 % SiO₂, 4,6 % Al₂O₃, 2,4 % CaO, 0,9 % MgO, 31,4 % MnO, 2,4 % Fe, 3,15 C, 0,5 % H₂O, 3,6 % - прочие; пыль (цинковая) - 31,1 % ZnO, 3,6 % PbO, 19,2 % SiO₂, 30,0 % MnO, 4,3 % Al₂O₃, 2,2 % CaO, 1,3 % MgO, 2,2 % Fe, 2,9 % C, 0,4 % H₂O, 2,9 %- прочие. Определялось влияние температуры и давления на поведение кремния, марганца, цинка и свинца. Исследования проводились в температурном интервале 500-2000 °С, при пониженном давлении в связи с тем, что руднотермические печи как правило работают при разряжении [9].

Исходная шихта: пыль свинцовая – 100 кг, углерод – 17 кг, железо – 2 кг. На рисунках 1-2 показана информация о количественном (кг) распределении марганца, кремния, цинка и свинца при различном давлении при вза-

имодействии богатой свинцовой пыли с углеродом. Из рисунка 1(I) видно, что уменьшение давления уменьшает полный переход цинка в газ от 1700 до 1100 °С. Из рисунка 1 (II) следует, что свинец из пылей возгоняется при большей температуре чем цинк. Так при давлении 1 бар и температуре 2000 °С возгоняется не весь свинец, а только 75,7 %. Если уменьшить давление до 0,01бар тогда весь свинец можно перевести в газовую фазу при 1700 °С.

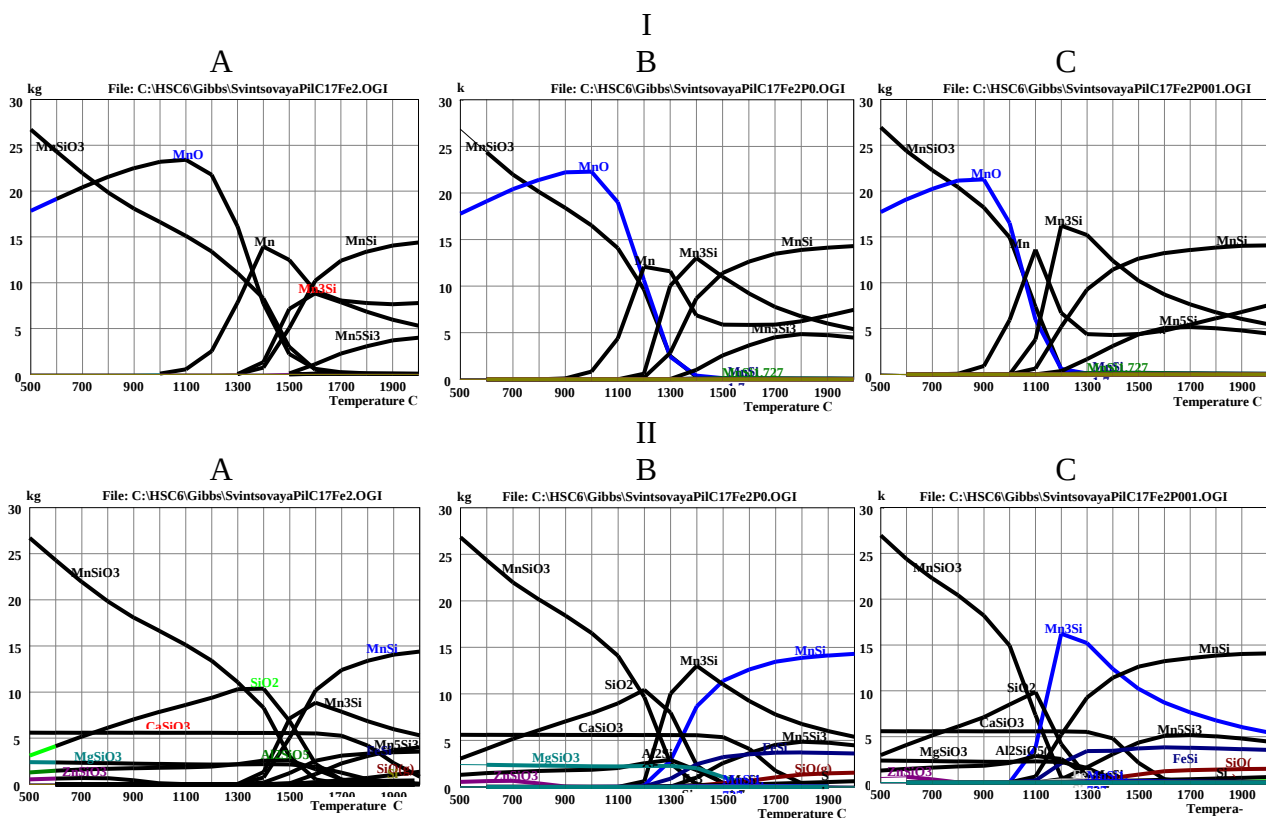
Из рисунка 2 следует, что основными продуктами восстановления по марганцу являются Mn, Mn₃Si, MnSi и Mn₅Si₃, а по кремнию кроме силицидов марганца также FeSi, Fe₃Si, Si и SiO. Карбиды марганца в системе не образуются. При том, силициды марганца (MnSi, Mn₃Si) начинают образовываться одновременно с FeSi при температуре 1300 °С. Уменьшение давления от 1 до 0,01 бар позволяет снизить не только температуру образования силицидов марганца и силицидов железа от 1300 до 1000 °С, но и температуру образования SiO_g от 1500 до 1200 °С. Позитивно сказывается и уменьшение давления от 1 до 0,01 бар на температуру начала формирования марганца. Эта температура уменьшается на 200 °С (от 1000 до 800 °С).

Исходя из позитивного влияния уменьшения давления на отгонку цинка (и особенно свинца), а также на формирование силицидов марганца и железа, нами проведен расчет равновесной степени распределения Zn, Pb, Mn и Si при давлении 0,01 бар.



Давление: А – 1бар, В – 0,1бар, С– 0,01бар

Рисунок 1 -Влияние температуры и давления на количественное распределение цинка (I), свинца (II) при взаимодействии свинцовой пыли с углеродом и железом



Давление: А – 1бар, В – 0,1бар, С– 0,01бар

Рисунок 2 -Влияние температуры и давления на количественное (кг) распределение марганца (I), кремния (II) при взаимодействии свинцовой пыли с углеродом и железом

На рисунке 3 показано влияние температуры на степень распределения марганца, кремния, цинка и свинца при взаимодействии богатой свинцовой пыли с углеродом.

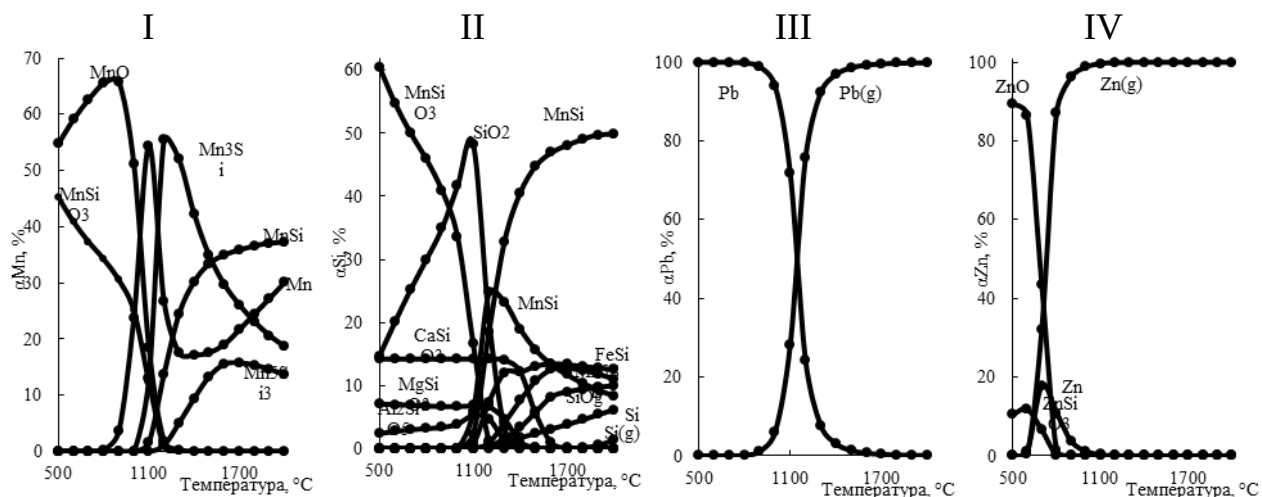


Рисунок 3 – Влияние температуры на степень распределения марганца (I), кремния (II), свинца (III) и цинка (IV) при взаимодействии свинцовой пыли с углеродом и железом при 0,01бар

Из рисунка 3 (I) следует, что полное восстановление MnO завершается при 1400-1500 °C с образованием Mn₃Si, MnSi и Mn₅Si₃, Mn в которые пере-

ходит, например при 1500 °С соответственно 34,92; 33,43; 13,35 и 17,59 % марганца. При 1700 °С в $MnSi$ переходит 35,9 % Mn , в Mn_3Si – 26,15 %, в Mn – 21,68 % и в Mn_5Si_3 – 15,81 % Mn . Некоторая часть марганца переходит в $MnSi_{1,7}$ и $MnSi_{1,727}$, так в температурной области 1500-1600 °С в эти соединения переходит от 0,76 до 0,58 % марганца.

Продуктами восстановления SiO_2 (кроме силицидов марганца) являются $FeSi$, Fe_3Si , $FeSi_2$, Si , SiO (рисунок 3 (II)). Полное восстановление SiO_2 наблюдается при 1600-1700 °С. В этой области основная часть кремния (46-48 %) переходит в $MnSi$. В $FeSi$ переходит 13-13,5 % кремния, в Mn_3Si – 13-14 %, Mn_5Si_3 – 12,5-12,7 % в Si – 3-4 %, в SiO – 8-9 %. Карбид кремния в рассматриваемой системе не образуется. Свинец начинает заметно переходить в газовую фазу при температуре более 1100 °С. Практически весь свинец (99,3-99,6 %) переходит в газ при 1600-1700 °С. Восстановление ZnO завершается при 900-1000 °С. Полный переход (99,7-99,9 %) переход Zn в газ происходит при 1100-1200 °С.

На рисунке 4 показано влияние температуры на степень распределения элементов в сплав и газовую фазу.

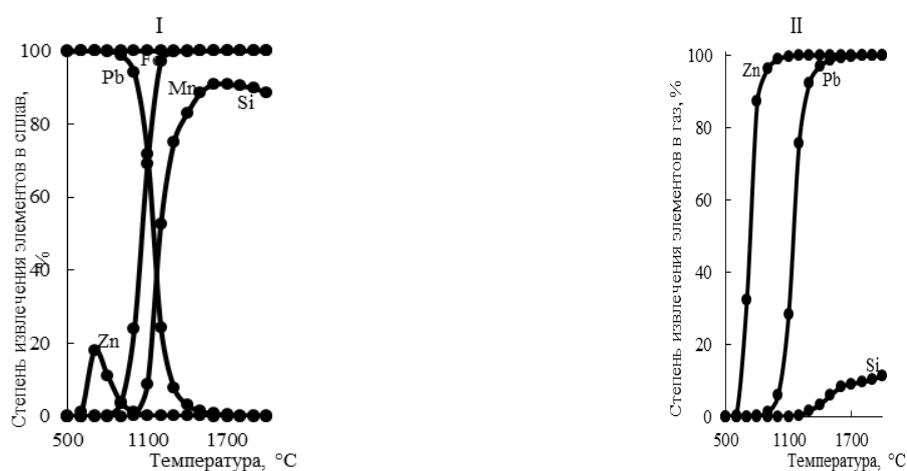


Рисунок 4- Влияние температуры на степень извлечения элементов в сплав (I) и газ (II) при 0,01 бар

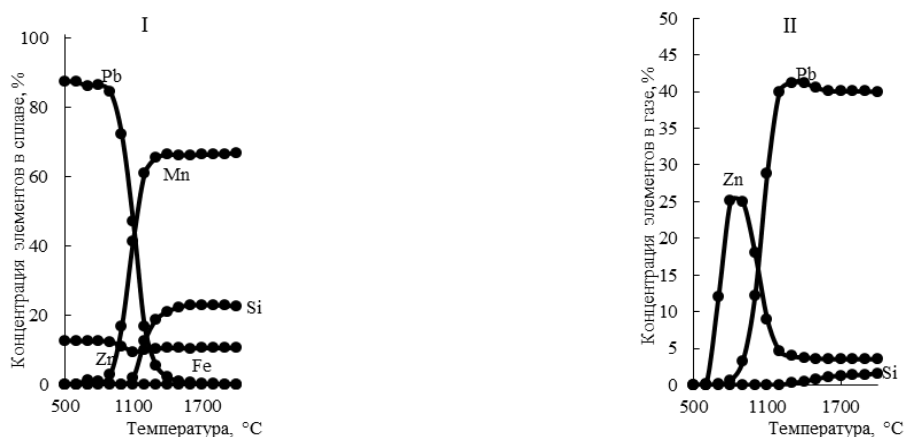


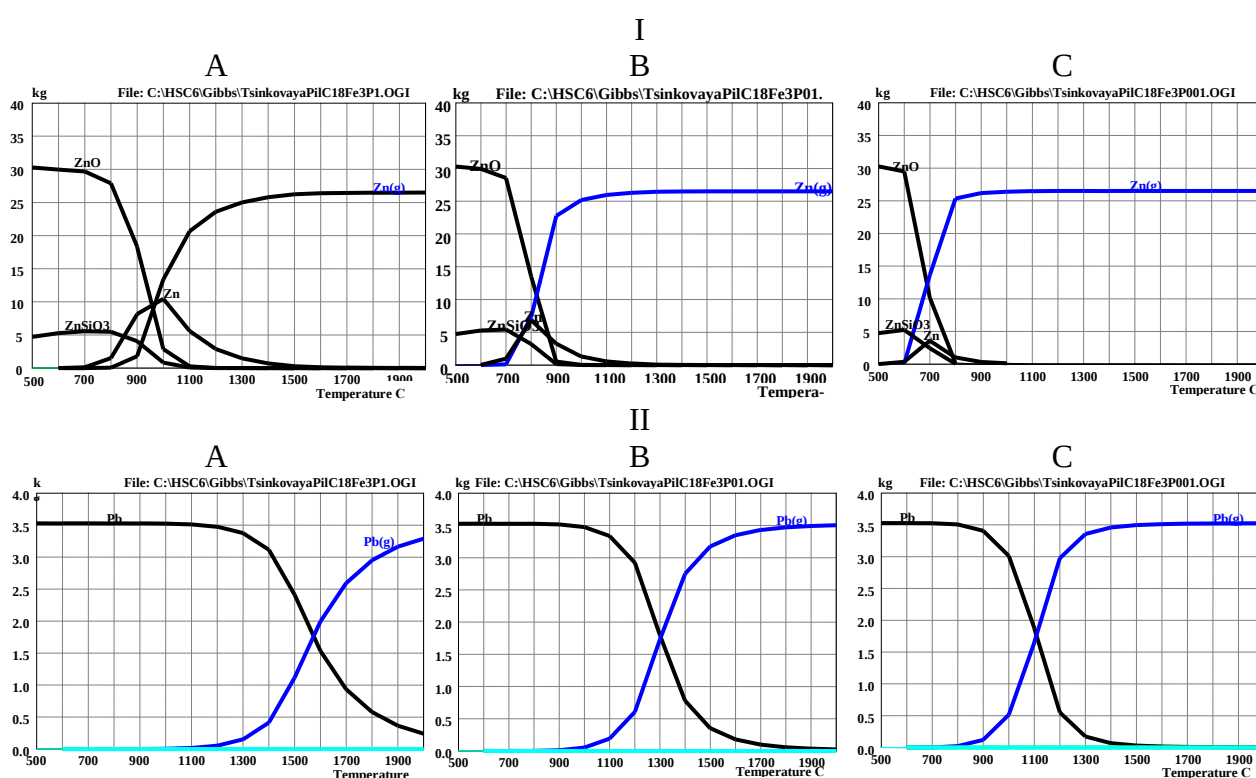
Рисунок 5-Влияние температуры на содержание металлов в сплаве(I) и в газе(II) при 0,01бар

Видно, что для максимального извлечения Mn, Si, Fe в сплав, а Zn и Pb в газ необходима температура 1700-1800 °С и давление 0,01 Мпа. На рисунке 5 показано влияние температуры на концентрацию металлов в сплаве и газе.

Из рисунка видно, что при температуре > 1800 °С сплав содержит марганца 66,2 - 66,4 %, кремния 22,8-22,9 %, железа 10,5 % и минимальное 0,17-0,11 % свинца.

Газовая фаза содержит 40 % Pb, 3,5 % Zn и 1,2-1,4 % Si. При окислении металлов будет образован концентрат, содержащий 85,6 % PbO, 8,5 % ZnO, 5,9 % SiO₂.

При переработке богатых цинковых пылей использовали шихту содержащую цинковую пыль – 100кг, углерод – 19кг, железо – 3кг. На рисунках 6-7 показано влияние температуры и давления на количественное распределение элементов в рассматриваемой системе.



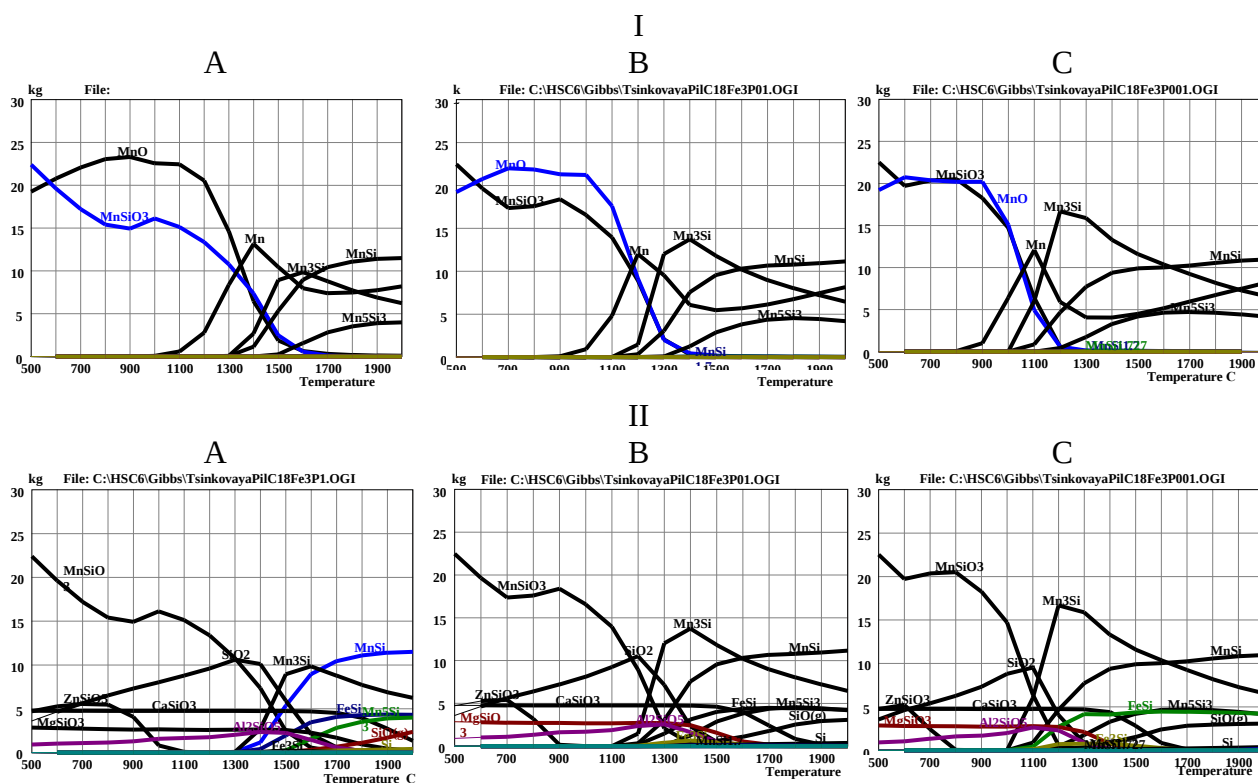
Давление: А – 1бар, В – 0,1бар, С–0,01бар

Рисунок 6- Влияние температуры и давления на количественное распределение цинка (I), свинца (II) при взаимодействии цинковой пыли с углеродом и железом

Из рисунка 6 видно, что уменьшение давления от 1 до 0,01 бар снижает температуру начала перехода Zn в газ от 800 до 600 °С. Причем при 0,01бар температура начала восстановления цинка и его отгонка совпадают. Температура полного (> 99,8 %) перехода цинка в газ уменьшается при снижении давления от 1500-1600 °С до 1100-1200 °С.

Подобно влияние давления и на отгонку свинца. Температура начала отгонки уменьшается от 1100 °С до 800 °С. Кроме этого полный переход свинца в газ при 0,01бар завершается полностью при 1600-1700 °С.

Более полная картина влияния температуры и давления наблюдается при восстановлении марганца и кремния. Так, перед восстановлением MnO частично уже при 500°C образует MnSiO_3 . Уменьшение давления опускает температуру начала образования Mn от 1000 до 800°C , Mn_3Si и MnSi – от 1300 до 1000°C , Mn_5Si_3 – от 1400 до 1100°C . Завершение восстановления MnO и MnSiO_3 при 1 бар происходит при 1800°C , а при $0,01$ бар снижается до 1300°C . Необходимо отметить, что при низком давлении в небольшом количестве в изучаемой системе формируется $\text{MnSi}_{1,727}$. При снижении давления до $0,01$ бар температура начала образования FeSi и Fe_3Si уменьшается на 300 градусов от 1300 до 1000°C , а элементарного кремния от 1400 до 1100°C и SiOg – от 1500 до 1100°C .



Давление: А – 1бар, В – 0,1бар, С–0,01бар

Рисунок 7 - Влияние температуры и давления на количественное (кг) распределение марганца (I), кремния (II) при взаимодействии цинковой пыли с углеродом и железом

На рисунке 8 показано влияние температуры на степень распределения Zn , Pb , Mn и Si .

Из приведенного материала следует, что восстановление оксида кремния и его силикатов заканчивается при 1700 - 1800°C , при которых основная часть кремния ($36,34$ - $37,46\%$) переходит в MnSi . В FeSi переходит $15,57$ - $15,38\%$ Si , в Mn_3Si – $14,11$ - $12,50\%$, Mn_5Si_3 – $11,6$ - $11,38\%$, в Si – $2,2$ - $2,7\%$ и в SiO – $18,9$ - $19,72\%$.

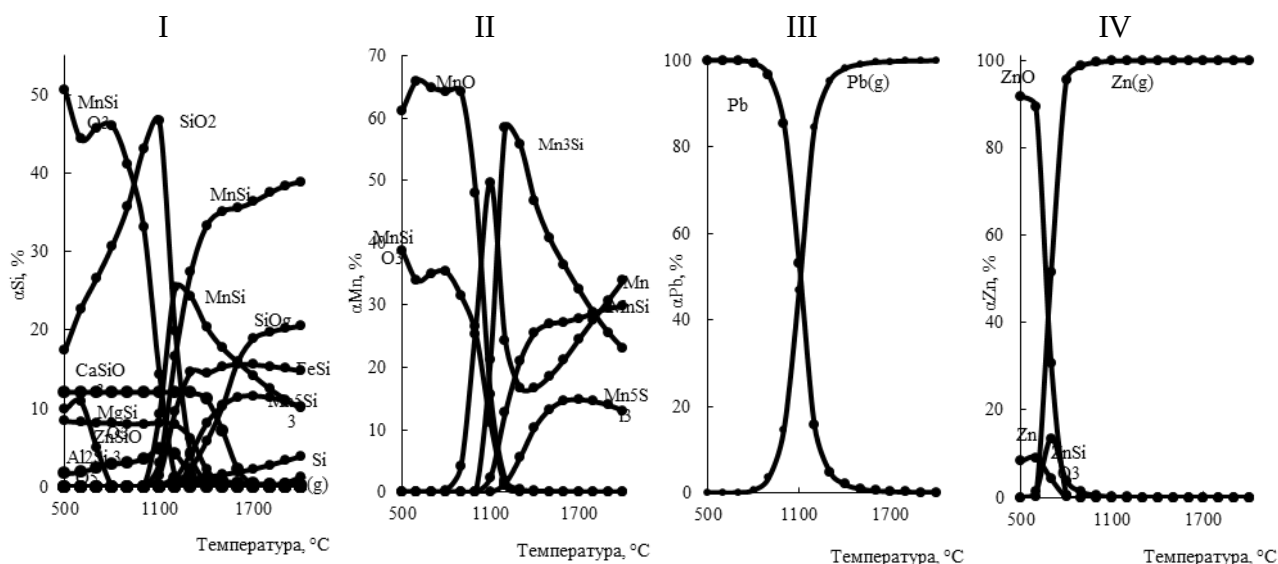


Рисунок 8- Влияние температуры на равновесную степень распределения кремния (I), марганца (II), свинца (III), цинка (IV) при взаимодействии цинковых пылей с углеродом и железом

При 1700 °C основная часть марганца (32,47 %) переходит в Mn₃Si, 24,51 % в Mn, 27,87 % в MnSi и 14,85 % в Mn₅Si₃. Цинк > 99,9 % переходит в газ при T ≥ 1200 °C, а свинец > 99,7 % при T ≥ 1700 °C.

На рисунке 9 показано влияние температуры на степень извлечения элементов в сплав и в газ.

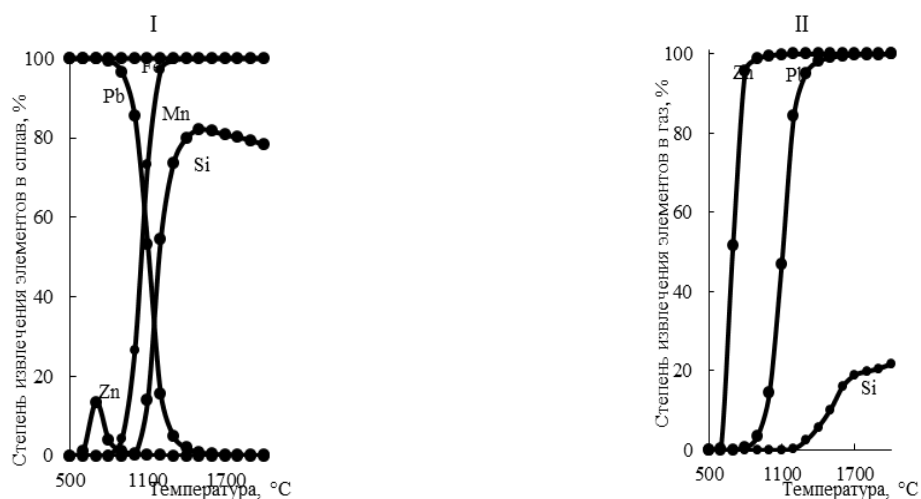


Рисунок 9- Влияние температуры на степень извлечения элементов в сплав (I) и газ (II)

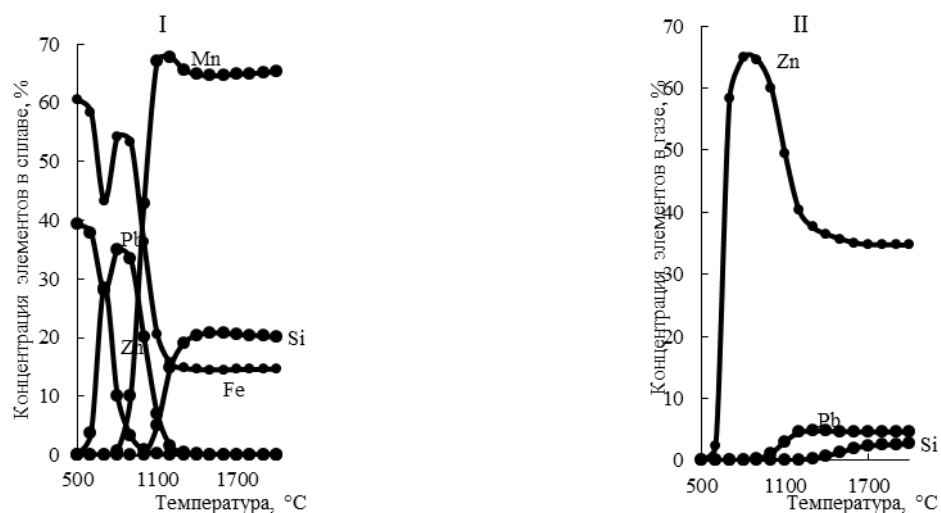


Рисунок 10- Влияние температуры на содержание металлов в сплаве (I) и в газе (II)

Из приведенного материала видно, что при 1700 °C Fe и Mn полностью переходят в сплав, а Si только на 80,75 %. Свинец при этом переходит в сплав только на 0,26 %. При 1700 °C весь цинк и 99,74 % свинца переходит в газ. В газ переходит также и SiO.

В таблицах 1 и 2 и рисунке 10 показано влияние температуры на распределение элементов в сплаве и в газовой фазе.

Таблица 1- Влияние температуры на концентрацию металлов в сплаве, %

Элемент	Температура, °C										
	500	600	700	800	1000	1100	1300	1400	1600	1800	2000
Fe	60,64	58,48	43,38	54,24	36,19	20,56	14,79	14,56	14,51	14,56	14,64
Mn	0	0	0,02	0,76	42,94	67,21	65,66	64,87	64,71	65,00	65,33
Pb	39,31	37,86	28,08	34,92	20,01	7,07	0,47	0,18	0,04	0,02	0,01
Si	0	0	0	0	0,07	5,02	19,07	20,38	20,74	20,42	20,03
Zn	0,05	3,66	28,52	10,09	0,79	0,14	0,01	0,01	0	0	0

Таблица 2- Влияние температуры на концентрацию металлов газе, %

Элемент	Температура, °C										
	500	600	700	900	1000	1200	1300	1500	1600	1800	2000
Pb	0	0	0,01	0,30	1,17	4,54	4,76	4,71	4,65	4,62	4,62
Si	0	0	0	0	0	0,05	0,33	1,31	2,02	2,48	2,72
Zn	0	2,41	58,45	64,65	60,12	40,39	37,61	35,74	35,09	34,79	34,71

Характер изменения концентрации металлов в сплаве довольно сложный. Так если при 1100 сплав содержит 67,2 % Mn, 20,56 % Fe, а при 1700 °C – 64,88 % Mn, 20,55 % Si, 14,54 % Fe и только 0,02 % Pb. При 1700 °C газовая фаза содержит 34,84 % Zn, 4,62 % Pb, 2,37 % Si остальное Σ O и C. Причем в SiO_g переходит: $237 \frac{44}{28} = 3,72\%$ кремния.

При окислении цинка, свинца и кремния кислородом воздуха в систе-

ме улавливания возгонов, пыль содержит $ZnO - 34,84 \frac{87,4}{65,4} = 43,36\%$,
 $PbO - 4,62 \frac{223}{207} = 6,3\%$ и $SiO_2 - 2,37 \frac{60}{28} = 5,07\%$

Концентрация оксидов в пылях: 79,11 % ZnO, 11,5 % PbO, 9,26 % SiO₂.

Сформированный ферросплав по [10] соответствует ферросиликомарганцу марки MnC22.

На основании полученных результатов компьютерного термодинамического моделирования комплексной переработки богатых по цинку и свинцу пылей ферромарганца можно сделать следующие выводы:

- взаимодействие богатых по цинку и свинцу пылей ферромарганца с углеродом и железом характеризуется образованием следующих веществ: Mn, Mn₃Si, MnSi и Mn₅Si₃, FeSi, Fe₃Si, Si, SiO, SiO_g, Zn, Pb, Mn, Zn_g, Pb_g;

- уменьшение давления от 0,1 до 0,01 бар позволяет снизить температуру извлечения цинка с 1700 до 1300 °С, свинца с 2000 до 1700 °С;

- взаимодействие богатой по свинцу пыли с углеродом и железом позволяет получать сплав содержащий 66,7-66,4 % Mn, 22,8-22,9 % Si, 10,5 % Fe с минимальным содержанием свинца, а так же газовую фазу, которая при окислении формирует концентрат содержащий 85,6 % PbO, 8,5 % ZnO, 5,9 % SiO₂. Из пыли в ферросплав, соответствующий ферросиликомарганцу марки MnC22 99,8 % Mn, 90,86 % Si, а в возгоны 99,7-99,9 % Zn 99,3-99,6 % Pb.

- при давлении 0,01 бар из богатых по цинку пылей образуется ферросиликомарганец марки MnC22, содержащий 64-65 % Mn, 19-20 % Si, 0,02-0,18 % Pb, и до 0,01 % Zn (при этом в сплав извлекается 80-85 % Si и весь Mn); образующиеся возгоны, в которые полностью извлекается цинк и 99,4 % Pb, содержат 79,1 % ZnO, 11,5 % PbO, 9,26 % SiO₂.

Библиографический список

1. Равич Б. М., Окладников В. П., Лыгач В. Н., Менковский М. А. Комплексное использование сырья и отходов. М.: Химия, 1988. 288 с.

2. Rakesh Kumar, D Sanyal. Plasma Technology in Ferroalloy Processing //4th Refresher Course on Ferro Alloys, (January 12-14, 1994, Jamshedpur (India)), 1994. pp.15.01-15.20.

3. Исабаев С.М., Кугизбекова Х., Зиканова Т.А., Исабаев А.С. Извлечение цветных металлов из пылей марганцевого производства// тез.докл. мк посв. 50-летнему юбилею имиио нц кпмс рк (алматы. октябрь, 1995). 1995. с.62.

4. Ибишев К.С., Лисова И.В., Малышев В.П. О возможности электрохимического получения щелочи из пыли сухих электрофильтров ферросплавного производства //Комплексная переработка минерального сырья .- Алматы: Три ветра, 2002. -632с.

5. Шевко В.М., Ержанов К.Е., Балабеков О.С., Кабылбекова Б.Н. Электротермическая переработка пылей производства ферромарганца // Труды МНПК «Плазмохимия-97», Запорожье, 1997.

6. Шевко В.М., Такежанов С.Т., Ержанов К.Е., Картбаев С.К., Рахманов У.Р., Литвинова Н. Опытнo- промышленные испытания переработки цинкoсoдeржaщих пылей производства ферромарганца вельцеванием с заме-

ной кокса на уголь Таскомырсайского месторождения //Наука и образование Южного Казахстана, 1997, №7.

7. Roine A. HSC Chemistry. Metso:Outotec, Pori, 2021.

8. Свидетельство на объект, охраняемый авторским правом РК №1501 от 29 января 2019г. Расчет равновесного распределения элементов применительно к программному комплексу HSC-5.1. Программа для ЭВМ./ Шевко В.М., Сержанов Г.М., Каратаева Г.Е., Аманов Д.Д.

9. Кашкуль В.В., Гриншпунт А.Г., Люборец И.И. Передовой опыт эксплуатации рудовосстановительных электропечей. –М.: Металлургия, 1988. -88с.

10. ГОСТ 4756-91. Ферросиликомарганец. Технические требования и условия поставки. М.: Стандартиформ, 2011. 7с.

УДК 669.017.15

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ПЯТИКОМПОНЕНТНОГО ЭКВИАТОМНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Co-Cr-Fe-Mn-Ni

Панченко И.А., Дробышев В.К., Бессонов Д.А.,
Кольчурина М.А., Коновалов С.В.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия, i.r.i.ss@yandex.ru*

Аннотация. В данном исследовании был определён фазовый состав высокоэнтروпийного сплава Co-Cr-Fe-Mn-Ni. Для исследования фазового состава высокоэнтропийного сплава были использованы термодинамические параметры при изменении содержания железа, марганца и феноменологические критерии в диапазоне x от 0 до 100 ат. %.

Ключевые слова: высокоэнтропийные сплавы, многокомпонентные сплавы, кристаллическая структура, свойства, критерии.

DETERMINATION OF THE PHASE COMPOSITION OF A FIVE- COMPONENT EQUIATOMIC ALLOY OF THE Co-Cr-Fe-Mn-Ni SYSTEM

Panchenko I.A., Drobyshev V.K., Bessonov D.A.,
Kolchurina M.A., Konovalov S.V.

*Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, i.r.i.ss@yandex.ru*

Abstract. In this study, the phase composition of the high-entropy alloy Co-Cr-Fe-Mn-Ni was determined. To study the phase composition of a high-entropy alloy of the CoCrFeMnNi system, thermodynamic parameters were used with a change in the content of iron, manganese and phenomenological criteria in the x range from 0 to 100 at. %.

Keywords: high-entropy alloys, multicomponent alloys, crystal structure,

properties, criteria.

Введение

Идея ВЭС основана на том, что пять и более металлических компонентов, взятых в равных или близких мольных долях, могут образовывать однофазный кристаллический сплав. Особенность высокоэнтропийных сплавов заключается в том, что атомы всех элементов считаются атомами растворенного вещества, вызывают деформацию кристаллической структуры и улучшают термодинамическую стабильность свойств, связанных с различиями в атомных радиусах компонентов. Это приводит к высокой энтропии системы и возможности дальнейшего производства материалов с уникальными свойствами [1-4], которые невозможно получить традиционными методами микрелегирования. Варьированием состава ВЭС можно добиться высокой прочности [5], твердости [6], коррозионной стойкости [7], износостойкости [8], отличных механических свойств при высокой и низкой температурах [9].

Исследование высокоэнтропийных сплавов, формирующих структуру, состоящую из нескольких фаз с большой объемной долей, является актуальной темой исследований. К сплавам с однофазной структурой твердого раствора с ГЦК решеткой можно отнести высокоэнтропийный сплав CoCrFeMnNi [10]. Авторы исследования [11] выдвигали предположение, что такой сплав состоит из двух фаз, но данная теория была опровергнута исследования в работе [12] доказали, наличие в CoCrFeMnNi другие фазы. Данный эквиатомный сплав интересен тем, что обладает хорошей комбинацией свойств (высокая твердость, прочностные характеристики, износостойкость и коррозионную стойкость).

Эквиатомный сплав Кантора CoCrFeMnNi демонстрирует прекрасное сочетание механических свойств, таких как предельная пластичность [13], высокая прочность на растяжение, твердость и высокая стойкость к разрушению при криогенных температурах. Среди интересных свойств является наблюдение, что сплав демонстрирует сильное увеличение предела текучести при понижении температуры [14-15], особенно в криогенном диапазоне, что характерно для чистых объемно-центрированных кубических (ОЦК) металлов и некоторых бинарных ГЦК-сплавов, но не чистые ГЦК металлы.

Целью работы является исследование фазового состава высокоэнтропийного сплава Co-Cr-Fe-Mn-Ni при изменении состава Fe и Mn при помощи феноменологических критериев в диапазоне x от 0 до 100 ат. %.

Материал и методика исследования

В качестве материалов исследования были выбраны эквиатомные высокоэнтропийные сплавы композиции CoCrFeMnNi.

Для описания сплавов в зависимости от их состава, были использованы следующие параметры:

$$\Delta H_{\text{смеш}} = \sum \Omega_{ij} c_i c_j,$$

где $\Omega_{ij} = (4\Delta H_{AB}^{\text{смеш}})$ – зависящий от концентрации параметр, характеризующий взаимодействие между элементами в твердом растворе;

c_i и c_j – содержание (ат. %) соответственно i -того и j -того элемента в сплаве;

$H_{AB}^{\text{смеш}}$ – энтальпия смешения компонентов А и В в жидком бинарном сплаве.

– средняя разность атомных радиусов:

$$\delta_r = 100\% \sqrt{\sum c_i \left(1 - \frac{r_i}{\bar{r}}\right)^2},$$

где c_i – содержание (ат. %) i -того элемента в сплаве;

r_i – атомный радиус i -того элемента в сплаве;

$\bar{r} = \sum c_i r_i$ – средний атомный радиус сплава.

Идея заключалась в том, чтобы определить условия, регулирующие стабильность фаз в ВЭС путем статистического анализа общего поведения составляющих элементов в многокомпонентных высокоэнтропийных сплавах.

В работе [16] авторы утверждают, что твердые растворы формируются, когда разница атомных размеров не велика, энтальпия смешения имеет значения близкие к нулю, а энтропия смешения имеет высокие величины.

В исследование, показано, что для предсказания формирования структуры ВЭС авторы использовали дополнительный термодинамический параметр:

$$\Omega = \frac{T_{\text{пл}} \Delta S_{\text{смеш}}}{|\Delta H_{\text{смеш}}|},$$

где $T_{\text{пл}} = \sum c_i T_{\text{пл}i}$ и $T_{\text{пл}i}$ – температура плавления элементов;

c_i – молярная доля i -го компонента сплава;

$\Delta S_{\text{смеш}}$ – конфигурационная энтропия смешения n -компонентного идеального раствора.

Стоит также отметить, что энтальпия смешения, которая использовалась для прогнозирования структур ВЭСов, зависит от электронной концентрации. Соотношение между общим количеством электронов и типом решетки в сплаве CoCrFeNiAlCu: ОЦК структура наблюдается при низких значениях концентрации валентных электронов (КВЭ), в то время как ГЦК решетка образуется при более высоких величинах КВЭ.

Концентрация валентных электронов определяется как:

$$\sum c_i (\text{КВЭ})_i,$$

где c_i – молярная доля i -го компонента;

$(\text{КВЭ})_i$ – концентрация валентных электронов i -го компонента.

Основные параметры элементов исследуемой системы приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Атомный радиус, концентрация валентных электронов (КВЭ), температура плавления составляющих элементов сплава

Элемент ВЭС	Радиус атома элемента, пм	Тпл, °K	КВЭ
Co	125,1	1768	9
Cr	124,91	2180	6
Fe	124,12	2128	8
Mn	135	1519	7
Ni	124,59	1728	10

Результаты исследования и их обсуждение

При прогнозировании фазового состава были определены зависимости энтальпии смешивания (рисунок 1), параметра Ω (рисунок 2) и разности в атомных радиусах δ_r (рисунок 3) от изменения содержания железа и марганца в высокоэнтропийных сплавах системы CoCrFeMnNi при изменении содержания железа и марганца..

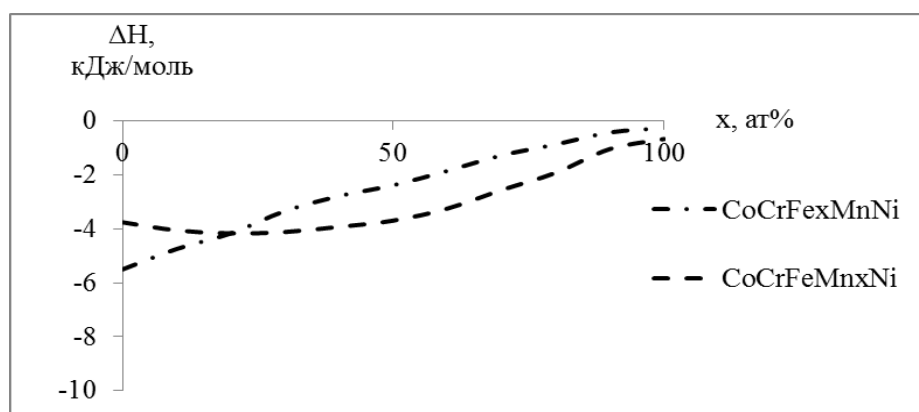


Рисунок 1 – Зависимость энтальпии смешивания от процентного содержания железа и марганца

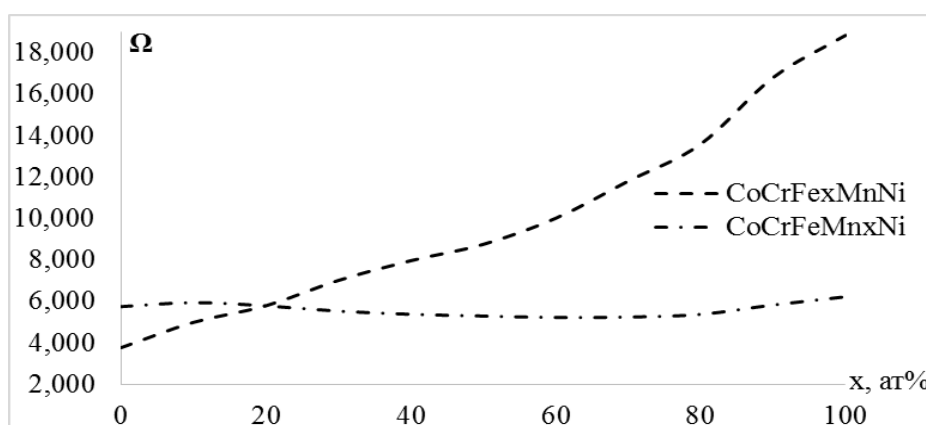


Рисунок 2 – Зависимость параметра Ω от процентного содержания железа и марганца

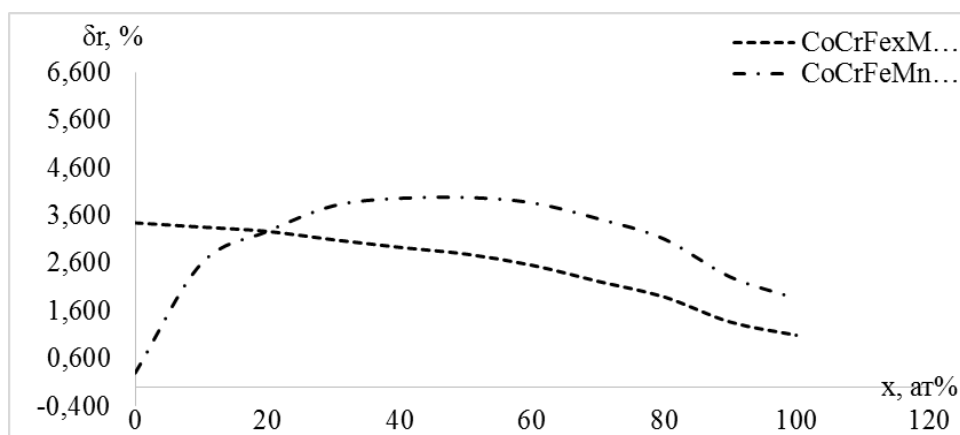


Рисунок 3 – Зависимость разности в атомных радиусах δ_r от процентного содержания железа и марганца

Исходя из полученных данных было установлено, что твердый раствор высокоэнтропийных сплавов системы CoCrFeMnNi образуется при содержании Fe $0 \leq x < 100$ ат. % и при Mn $0 \leq x < 100$ ат. %.

Исходя из графика, приведённого на рисунке 4, было определено, что образование ГЦК фазы происходит при изменении содержания железа в сплаве от $40 \leq x < 100$ ат. %. При изменении в системе CoCrFeMnNi образование ГЦК фазы замечено при изменении содержания Mn $0 \leq x < 10$ ат. %. Так, в сплаве CoCrFeMn_xNi на диапазоне $30 \leq x < 100$ ат. % значений x прогнозируется образование смеси ОЦК и ГЦК фаз. А в сплаве CoCrFe_xMnNi прогнозируется образование ТПУ фазы при $0 \leq x < 30$ ат. % значений x.

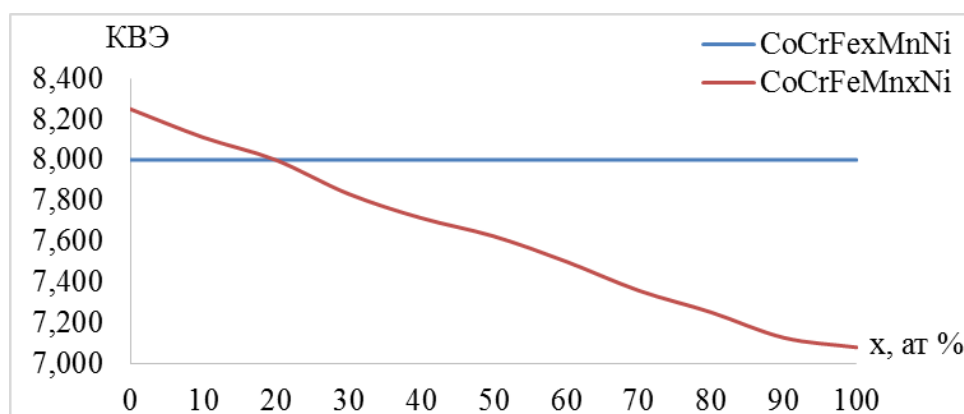


Рисунок 4 – Зависимость концентрации валентных электронов от процентного содержания железа и марганца

Исследование было направленно, на изучение влияния компонентов на фазовый состав высокоэнтропийного сплава Co-Cr-Fe-Mn-Ni и следует отметить, что наличие Fe в сплаве не способствует изменению в концентрации валентных электронов формированию и образованию ОЦК фазы. Сведения, которые были получены при влиянии железа и марганца в исследуемом высокоэнтропийном сплаве, представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Прогнозирование результатов фазового состава сплава CoCrFeMnNi

	Твердый раствор	О ЦК	ГЦК	ОЦК+ГЦК	ТПУ	σ-фаза в сплавах
CoCrFe _x MnNi	$0 \leq x < 100$ ат. %.	–	$0 \leq x < 100$ ат. %.	–	$0 \leq x < 30$ ат. %.	–
CoCrFeMn _x Ni	$0 \leq x < 100$ ат. %.	–	$0 \leq x < 20$ ат. %.	$30 \leq x < 100$ ат. %.	$20 \leq x < 60$ ат. %.	$30 \leq x < 100$ ат. %.

Выводы:

1. Изменение содержания железа в сплаве CoCrFeMnNi не оказывает влияния на концентрацию валентных электронов формированию и образованию ОЦК фазы.

2. Было установлено, что твердый раствор высокоэнтروпийных сплавов системы CoCrFeMnNi образуется при содержании Fe $0 \leq x < 100$ ат. % и при Mn $0 \leq x < 100$ ат. %.

3. Было определено что образование ГЦК фазы происходит при изменении содержания железа в сплаве от $40 \leq x < 100$ ат. %. При изменении в системе CoCrFexMnNi образование ГЦК фазы замечено при изменении содержания Mn $0 \leq x < 10$ ат. %. Так, в сплаве CoCrFeMnxNi на диапазоне $20 \leq x < 100$ ат. % значений x прогнозируется образование смеси ОЦК и ГЦК фаз. А в сплаве CoCrFeMnxNi прогнозируется образование смеси ОЦК и ГЦК фаз при $0 \leq x < 40$ ат. % значений x.

Работа выполнена в рамках государственного задания № 0809-2021-0013.

Библиографический список

1. Структурно-фазовое состояние высокоэнтропийного сплава Al-Co-Cr-Fe-Ni, полученного проволочно-дуговой аддитивной технологией / К. А. Осинцев, В. Е. Громов, С. В. Коновалов, И.А. Панченко, Е.С. Ващук // Ползуновский вестник. – 2021. – № 1. – С. 141-146.

2. Прогнозирование фазового состава высокоэнтропийных сплавов системы Co-Cr-Fe-Mn-Ni на основе расчета концентрации валентных электронов / К. А. Осинцев, С. В. Коновалов, В. Е. Громов, С. Чэнь, И.А. Панченко // Проблемы прочности и пластичности материалов в условиях внешних энергетических воздействий: Сборник трудов Международной научно-практической конференции, Новокузнецк, 02–03 марта 2021 года / Под редакцией В.Е. Громова. – Новокузнецк: Сибирский государственный индустриальный университет, 2021. – С. 119-120.

3. Исследование структуры высокоэнтропийного сплава Al-Co-Cr-Fe-Ni, полученного проволочно-дуговой аддитивной технологией / К. А. Осинцев, В. Е. Громов, С. В. Коновалов, С. В. Воробьев, Ю. Ф. Иванов, И.А. Панченко, Е.О. Розенштейн // Физическое материаловедение. Актуальные проблемы прочности: Сборник материалов X Международной школы, посвященной 10-летию лаборатории "Физика прочности и интеллектуальные диагностические системы" и LXIII Международной конференции, Тольятти, 13–17 сентября 2021 года. – Тольятти: Тольяттинский государственный университет, 2021. –

C. 248-249.

4. Высокоэнтропийные сплавы / В. Е. Громов, С. В. Коновалов, Ю. Ф. Иванов, К.А. Осинцев, Ю.А. Рубанникова, О.А. Перегудов, А.П. Семин – Новокузнецк: Полиграфист, 2021. – 178 с.

5. Wang X.F., Zhang Y., Qiao Y., Chen G.L. Novel microstructure and properties of multicomponent CoCrCuFeNi alloys // *Intermetallics*. - 2007. - Vol. 15. - P. 357-362.

6. Zhang Y., Zuo T.T., Tang Z., Gao M.C., Dahmen K.A., Liaw P.K., Lu Z.P. Microstructures and properties of high-entropy alloys // *Prog. Mater. Sci.* - 2014. - Vol. 61. - P. 1-93.

7. Ye Q.F., Feng K., Li Z.G., Lu F.G., Li R.F., Huang J., Wu Y.X. Microstructure and corrosion properties of CrMnFeCoNi high entropy alloy coating // *Appl. Surf. Sci.* - 2017. - Vol. 396. - p. 1420-1426.

8. Chuang M.H., Tsai M.H., Wang W.R., Lin S.J., Yeh J.W. Microstructure and wear behavior of Al_xCo₁₋₅CrFeNi₁₋₅Ti high-entropy alloys // *Acta Mater.* - 2011. - Vol. 59. - P. 6308-6317.

9. Laktionova M.A., Tabchnikova E.D., Tang Z., Liaw P.K. Mechanical properties of the high-entropy alloy Ag_{0.5}CoCrCuFeNi at temperatures of 4.2-300 K Low Temp. / *Phys.* - 2013. - Vol. 39. - P. 630-632. Williams S.W., Martina F., Addison A.C., Ding J., Pardal G., Colegrove P. Wire + Arc. Additive Manufacturing / *Mater.Sci. Technol.* - 2016. - Vol. 32. - P. 641-647.

10. Yeh J., Chen S., Lin S.-J., Gan J.-Y., Chin T., Shun T., Tsau C., Chang S.-Y. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes // *Adv. Eng. Mater.* 2004. Vol. 6, № 5. Pp. 299–303.

11. Wang Y.P., Li B. Sh., Heng Zh. F. Solid Solution or Intermetallics in a HighEntropy Alloy // *Advanced Engineering Materials*. 2009. Vol. 11. № 8, Pp. 641-644.

12. Otto F., Dlouhy A., Somsen Ch., Bei H., Eggeler G., George E.P. The influence of temperature and microstructure on the tensile properties of a CoCrFeMnNi high-entropy alloy // *Acta Materialia*, 2013, 61. Pp. 5743-5755.

13. Schuh B., Mendez M.F., Bernhard V. Mechanical properties, microstructure and thermal stability of a nanocrystalline CoCrFeMnNi high-entropy alloy after severe plastic deformation // *Acta Mater. Acta Materialia Inc.*, 2015. Vol. 96. Pp. 258-268.

14. A. Gali, E.P. George, Tensile properties of high- and medium-entropy alloys. // *Intermetallics*. 2013. 39. Pp. 74 – 78.

15. Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys // *Materials Science and Engineering A*, 2004. Pp. 213–218

16. Guo S., Ng C., Lu J., Liu C. T. Effect of valence electron concentration on stability of FCC or bcc phase in high entropy alloys // *Journal of Applied Physics*. 2011. P. 109.

ВЫПЛАВКА ЧУГУНА ДЛЯ СМЕННОГО ОБОРУДОВАНИЯ И ИЗЛОЖНИЦ В ИНДУКЦИОННЫХ ПЕЧАХ СРЕДНЕЙ И МАЛОЙ ЕМКОСТИ

Лубяной Д.Д.¹, Кузнецов И.С.¹, Кухаренко А.В.³,
Князев С.В.¹, Лубяной Д.А.²

¹*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия*

²*Филиал Кузбасского государственного технического
университета им. Т.Ф. Горбачева,*

г. Прокопьевск, Россия, lubjanoy@yandex.ru

³*ООО «РУСАЛ ИТЦ» г. Новокузнецк, Россия*

Аннотация. В статье представлен опыт производства сменного оборудования и изложниц в индукционных печах средней и малой емкости. В статье рассмотрено применение десульфурации металла при плавке чугуна в индукционных печах рафинирования при продувке чугуна азотом. Представлены результаты по применению рафинирования чугуна.

Ключевые слова: индукционная печь, чугун, десульфурация, продувка, разливка, индуктор, стойкость.

SMELTING OF CAST IRON FOR REPLACEABLE EQUIPMENT AND MILLS IN INDUCTION FURNACES OF MEDIUM AND SMALL CAPACITY

Lubyanoi D.D.¹, Kuznetsov I.S.¹, Kukharensko A.V.³,
Knyazev S.V.¹, Lubyanoi D.A.²

¹*Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia,*

²*FILE of T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University,
Prokopyevsk, Russia lubjanoy@yandex.ru,*

³*ООО "RUSAL ITC" Novokuznetsk*

Abstract. The article presents the experience of production of replaceable equipment and mills in induction furnaces of medium and small capacity. The article discusses the use of metal desulfurization during the melting of cast iron in induction refining furnaces when purging cast iron with nitrogen. The results on the use of pig iron refining are presented.

Keywords : induction furnace, cast iron, desulfurization, purge, casting, inductor, durability.

В настоящее время в промышленном регионе, таком как Кузбасс возрождается литейное производство черных металлов. При возрождении этого производства появляются ряд особенностей, которые будут характерны и

для других регионов. Рассмотрим их подробнее.

В промышленности чугуны нашли широкое применение для изготовления термостойких деталей [1-2]. Серый чугун, обладает хорошими прочностными характеристиками и высокой термической стойкостью [3].

Рассмотрим особенности технологии плавки в отдельных литейных цехах. Экономическая целесообразность в создании малых производственных предприятий по литью, заключается в том, что данные предприятия более «гибки» и могут в относительно короткие сроки выполнить заказ на небольшую партию изделий.

Это весьма актуально для машиностроительной отрасли.

Для крупных литейных предприятий, например на ОАО «Евраз ЗСМК» с большим количеством заказов на изготовление одной линейки изделий, нет необходимости заниматься штучным и малосерийным изготовлением литья, для обеспечения разовых заказов машиностроительных предприятий.

Отработка и внедрение технологии в больших производствах, а также выпуск лишнего (для нужд заготовки) металла из многотоннажных плавильных агрегатов, во время изготовления разовых партий - все это снижает экономическую целесообразность в ведении разовых проектов для крупных литейных цехов. Поэтому, мы предлагаем более гибкий подход, который поможет научно-производственным и машиностроительным предприятиям получить желаемую продукцию, через строительство малых заводов с литейным и металло-обрабатывающим участком. Стоимость изделия будет безусловно выше, чем единица в партии изготавливаемой на крупном заводе (за счет разовой разработки проекта, отработки технологии, изготовления литейной оснастки, токарных и фрезерных работ и проч.), однако скорость от заказа, до производства будет гораздо выше чем у крупных предприятий. Также целесообразно отметить тот момент, что после отработки технологии на малом литейном предприятии, технологию будет легче адаптировать на большом литейном заводе, оперируясь на эти уже известные и отработанные методы обработки металла.

Эти подходы характерны для небольших литейных предприятий, образованных как правило на ремонтно-механических заводах. Для малого литейного предприятия достаточно 2-х индукционных печей малой и средней вместимости, формовочного и литейного участка, цеха оснастки с модельным участком, склада шихтовых материалов и металлообрабатывающего цеха. Однако, для деятельности малых литейных цехов необходимо современное оборудование по контролю состава металла в шихте, во избежание изготовления брака и снижения издержек. Как показал опыт получение изделий нужного химического состава без экспресс анализа можно только при производстве серого чугуна и только при известном составе исходной шихты. Отсутствие литейного чугуна на рынке и использование чугунного лома привело к значительному возрастанию содержания серы в чугуне. проблема [1] увеличения содержания серы в чугунном ломе, достигая уровня, как показывает практика предприятий 0,10- 0,17 % . По данным работ [1-2] за по-

следние годы в чугунах возросло почти в 10 раз, что связано с применением при плавке чугуна в вагранке кокса, а также использовании в качестве шихты в основном только лома изделий ваграночной плавки. Удаление серы – довольно сложная металлургическая задача, решение которой связано с немалыми затратами энергоносителей и реагентов, что может привести к удорожанию продукции, и часто делает продукцию мало рентабельной. Все это требует разработку и внедрение новых ресурсосберегающих технологий [3-6] одними из которых является десульфурация металла в индукционных печах. Это тем более становится актуальным в связи с появлением в промышленности индукционных плавильных установок с широкими технологическими возможностями получения сплавов черных и цветных металлов [7-9]. Проанализируем различные способы десульфурации металла.

Применение для десульфурации кальцинированной соды является доступной технологией. Кальцинированная сода (Na_2CO_3) также является сравнительно дешевым реагентом. После обработки чугуна содой шлаки имеют малую вязкость, в результате чего потери чугуна с ковшевым шлаком практически полностью отсутствуют.

Основными недостатками применения кальцинированной соды в качестве десульфуратора чугуна являются:

1. Ограниченная глубина десульфурации металла при подаче соды в ковш под струю чугуна; Так при расходе соды 5 кг на 500 кг ковш десульфурация металла составляет от 50 до 80 % в зависимости от исходного содержания серы.
2. Ресульфурация чугуна после обработки вследствие понижения основности ковшевого шлака в результате разрушения футеровки ковша.
3. Ухудшение санитарно-гигиенических условий в цехе (рисунок 1);
4. Большие потери температуры чугуна.



Рисунок 1 - Пылегазовые выбросы при обработке чугуна содой

Необходимо отметить, что в небольших литейных цехах, находящихся

обособленно от металлургических предприятий имеются особенности логистического обеспечения, которые можно выразить в следующем:

Практически полное отсутствие стабильной металлошихты (обрезы, которая есть на металлургических предприятиях). Отходы, образующиеся на машиностроительных предприятиях как правило разнородны. Они требуют отдельного складирования. Сложность проблемы с обеспечением ферросплавами. Требуется использовать ресурсосберегающие, мало окислительные технологии. По возможности использовать прямое легирование металла из руд и концентратов. Для получения качественного металла целесообразно использовать экстракционное рафинирование металла от серы. Практически полное отсутствие литейного чугуна, сокращение, в связи с широким внедрением МНЛЗ использования боя изложниц, увеличение в шихте при выплавке природнолегированных чугунов, например титаном и ванадием. Эти чугуны можно использовать ограниченно и только в качестве частичной замены шихты при производстве конструкционных марок чугунов СЧ-20- СЧ-30. Таким образом, целесообразным является проведение исследований по комплексной оценке показателей и параметров десульфурации чугуна содой и выявлению условий глубокой десульфурации металла (до 0,005 - 0,020 % серы) в кислой индукционной печи при выплавке чугуна.



Рисунок 2 - Трещина в изделии из-за высокого содержания серы

Удаление серы –довольно сложная металлургическая задача, решение которой связано с немалыми затратами энергоносителей и реагентов, что может привести к удорожанию продукции, и часто делает продукцию мало рентабельной из-за разрушения изделия с повышенным содержанием серы (рисунок 2). Все это требует разработку и внедрение новых ресурсосберегающих технологий [3-10] одними из которых является десульфурация металла в индукционных печах. Это тем более становится актуальным в связи с появлением в промышленности индукционных плавильных установок с широким и технологическими возможностями получения сплавов черных и

цветных металлов [6-8]. Проанализируем различные способы десульфурации металла массопереноса серы необходимо дополнительное перемешивание ванны ,например металлическим или графитовым стержнем, продувкой расплава инертным газом и др. Нами предложена ,успешно испытана и внедрена на ряде предприятий технология рафинирования расплава чугуна от серы основными шлаками реализованному в кислых индукционных печах. Сущность технологии заключается в следующем. При заполнении тигля печи [4] на (60...70) % в ванне печи существует уже одноконтурная циркуляция металла, которая при нагреве металла до температуры 1420 °С интенсивно дробит шлаковый покров и затягивает частицы шлака вглубь металла. Так как частица шлака вовлекается вглубь металла, то она экранируется жидким металлом от футеровки печи. Данный технологический прием позволяет использовать основные шлаки, которые не будут взаимодействовать с кислой футеровкой.

Сущность экстракционного рафинирования [4,6] применительно к процессу десульфурации состоит в следующем: частицы известкового шлака вовлекаются электромагнитными потоками вглубь индукционной печи. Поверхностный слой частиц шлака раскисляется углеродом металла и кремнием. Вследствие этого растворимость серы резко увеличивается, и поверхностный слой частиц шлака поглощает серу из металла. Далее потоки металла выносят насыщенные серой частицы шлака на поверхность, контактирующую с атмосферой печи, где поверхностный слой частиц шлака окисляется кислородом атмосферы. В результате растворимость серы в поверхностном слое резко снижается, и она, выделяясь из шлака, окисляется кислородом до SO₂ и удаляется в атмосферу печи. Данный процесс многократно повторяется. При наведении шлака целесообразно применение комковой извести вместо мелочи. За время обработки куски извести не успевают полностью раствориться и не образуют однородного шлакового расплава, который при выдержке во время скачивания шлака может попадать на футеровку и разъедать ее. Как показали эксперименты, такой шлак в процессе работы с комковой известью не образуется, чем и объясняется тот факт, что данный способ десульфурации металла практически не сказался на стойкости футеровки печи. Анализ проб шлака, отобранных вовремя и после десульфурации, показал, что в процессе обработки данным способом шлак, как правило, гетерогенный, состоящий из отдельных мелких (1...4 мм) кусков извести с ошлакованной поверхностью. Несмотря на это,они обеспечивают высокую степень десульфурации . Для повышения эффективности данной технологии статистическими методами было оценено влияние различных технологических параметров на скорость и степень десульфурации металла в кислых индукционных печах промышленной частоты. Сопоставим показатели работы и кинетические показатели печи ИЧТ-10 М промышленной (50 Гц) частоты и средней (250Гц) частоты печи MFTGe6.000.Анализ зависимостей обработки опытных данных показал, что наибольшее влияние на степень десульфурации оказывает основность шлака и степень заполнения тигля .Это объясняется тем, что с уменьшением заполнения тигля возрастает удельная мощ-

ность перемешивания металла. Как известно, среднечастотные печи обладают большей удельной мощностью, например индукционная печь промышленной частоты ИЧТ-10М обладает удельной мощностью при полном наполнении тигля (200...300) кВт/т, при неполном наполнении тигля (400...700) кВт/т, печь средней частоты MFTGe6.000 обладает удельной мощностью (800...900) кВт/т. Поэтому представляет интерес оценить влияние мощности перемешивания на кинетические параметры металлургических реакций, в частности десульфурации. Анализ этих результатов показал, что скорость десульфурации чугуна при увеличении мощности перемешивания с (200...300) кВт/т до (850...900) кВт/т возрастает на порядок с (0,0005...0,00072) %/мин. до (0,0084...0,0096) %/мин. При этом отмечено значительное различие изменения скорости удаления серы при различном наполнении тигля в индукционных печах промышленной и средней частоты. Так, в индукционных печах промышленной частоты при полном наполнении тигля удаления серы практически не происходит, так как инертный холодный шлак плавает на поверхности тигля и не вступает в реакцию с металлом. При снижении наполнения тигля до 80 % значительно возрастает интенсивность перемешивания, шлак нагревается и удаление серы происходит по классическому механизму при переходе серы из металла в шлак, плавающий на поверхности металла, скорость десульфурации при этом незначительна и не превышает 0,0005 %/мин. При наполнении тигля (60...70) % и менее значительно изменяется скорость десульфурации чугуна. Это вызвано изменением механизма удаления серы, при переходе от классического к экстракционному рафинированию металла [4-6]. Скорость удаления серы при этом значительно увеличивается и достигает при наполнении тигля 50 % 0,00072%/мин, а при 30 % – 0,0015 %/мин. Для оценки развития процессов по данному механизму проведено исследование на содержание SO_2 в атмосфере печи и газоотводящих трактах с помощью универсального газоанализатора УГ-2. Как показали балансовые плавки и исследование газосодержания в отходящих газах от индукционной печи ИЧТ-10М, по данному механизму удаляется от 16 до 80% от удаленной серы, при этом удельное содержание SO_2 в отходящих газах увеличивается почти в 3 раза. Большому значению десульфурации по данному механизму соответствует меньшее заполнение тигля. Шлак в таких условиях является не аккумулятором удаленной серы, а промежуточной фазой, через которую сера транспортируется в газовую фазу. Вероятно, 0,0015 %/мин – это технологический предел скорости удаления серы в индукционных печах промышленной частоты, т.к. наполнение тигля менее 30 % технологически нецелесообразно. Дальнейшее повышение скорости возможно лишь при повышении мощности на среднечастотных печах. Исследования на среднечастотной печи MFTGe6.000 емкостью 6 т проводились при наполнении тигля от 80 до 100 %.

При оценке технологичности процесса десульфурации в различных печах отмечается, что степень десульфурации чугуна 50 % и более на печах промышленной частоты достигается при наполнении тигля (40...50) %, а на среднечастотных печах MFTGe6.000 при заполнении тигля (80...95) %, что

значительно проще реализовать в технологии действующих цехов. Даже при полном наполнении тигля на среднечастотных печах MFTGe6.000 скорость удаления значительно выше, чем в индукционных печах промышленной частоты и достигает 0,0044 %/мин. [4] Шлак частично плавает на поверхности металла, и частично вовлекается в объем металла. Десульфурация в данном случае происходит по смешанному механизму, включая и экстракционное рафинирование чугуна с переходом серы в газовую фазу. При снижении заполнения тигля до уровня (90...95) % шлак вовлекается в объем металла и в печи преобладает экстракционное рафинирование с переводом серы в газовую фазу, скорость десульфурации при этом возрастает до 0,0096 %/мин. Таким образом, индукционные печи средней частоты MFTGe6.000 позволяют резко интенсифицировать физико-химические процессы, происходящие на границе фаз между металлом и шлаком, что позволяет сознательно интенсификации движения ванны при увеличении мощности и уменьшении степени наполнения тигля печи. Данные технологические приемы реализованы и на печах промышленной частоты, но при меньшем наполнении тигля. Оптимизация процесса по построенным регрессионным и математическим моделям и опытным данным позволила найти технологические режимы, стабильно обеспечивающие получение низкосернистого чугуна в индукционных печах промышленной и средней частоты [4]. Для обеспечения наилучшей десульфурации необходимо выдерживать следующие параметры (для индукционной печи средней частоты параметры приведены в скобках):

- степень заполнения тигля печи 50 % (80...95 %);
- основность шлака 1,4...1,5;
- температура обработки 1420...1430 °C; (1430...1520 °C);
- окисленность шлака не должна превышать 0,5 % .

Данные технологии позволяют получать чугун на выпуске из печи с содержанием серы 0,005-0,050 % в зависимости от требуемых задач и исходного содержания серы в чугуне. На рисунке 3 представлена шихта для выплавки металла в индукционной печи для производства чугуна.



Рисунок 3 - Шихта перед загрузкой в индукционную печь

На рисунке 4 представлена готовая продукция из качественного чугуна



Рисунок 4 - Термостойкие отливки из чугуна

Необходимо отметить ,что после отливки изделий необходимо произвести " вылеживание" изделий для снятия напряжений , возникающих при отливке. Как показали исследования, выполненные на ОАО "ЗСМК" на поддонах для сквозных изложниц эта операция позволяет значительно на 27% повысить эксплуатационную стойкость поддонов.

Результаты и обсуждение

Таким образом, в статье рассмотрены вопросы производства чугуна в малых литейных цехах. Установлено, что для получения чугуна высокого качества необходимо проводить десульфурацию металла как в печи, при неполном заполнении тигля, так и при необходимости, на выпуске чугуна содой.

Кроме того металла в литейных цехах в настоящее время имеет ряд особенностей и предполагает широкое применение индукционных печей для:

- 1 Экстракционного рафинирования металла
2. Прямого легирования из руд и концентратов
3. Применение малоокислительных технологий
4. Применение внепечной обработки
5. Применение экономнолегированных чугунов
6. Применение термовременной обработки расплава

Библиографический список

1. Журило А.Г., Журило Д.Ю. Изменение содержания серы в амортизационном ломе чугуна за последние 100 лет // Черные металлы .2014. №1 с23-27.
2. Справочник по чугунному литью / под ред. Н.Г. Гиршовича –Л.: Машиностроение ,1978.-757с.
3. Результаты внедрения ресурсосберегающей технологии в литейном цехе ОАО «ЗСМК» / Чичков В. И., Лубяной Д. А., Самсонов Ю. Н. [и др.]. // Литейщик России. – 2004. – № 7. С. 27-29.
4. Лубяной Д.А. Металлургические возможности индукционных печей промышленной и средней частоты // Литейщик России.– 2007.– № 3. – С. 30-32.

5. Лубяной Д. А., Лубяная С. В. Анализ металлургических возможностей индукционных печей промышленной и средней частоты / Проблемы черной металлургии и материаловедения // – 2013. – № 4. – С. 36-39.

6. Теоретический и экспериментальный анализ процесса перевода индукционной тигельной печи из разряда переплавной установки в активный рафинирующий сталеплавильный агрегат. Н. К. Турсунов, А. Е. Семин, А. А. Саидирахимов Сб. трудов международной научной конференции «Физико-химические основы металлургических процессов» посвященной 115 летию со дня рождения А. М. Самарина Москва, 14-15 ноября 2017 г. – С. 73.

7. Индукционные среднечастотные плавильные комплексы для литейного производства / Лузгин В. И., Петров А. Ю., Рачков С. А., Якушев К. В. // Литейное производство. – 2005. – № 5. – С. 23-27..

8. Индукционные плавильные установки с широким и технологическими возможностями получения сплавов черных и цветных металлов / Лузгин В. И., Петров А. Ю., Рачков С. А., Черных И. В. Якушев К. В. // Литейщик России. – 2006. – № 10. – С. 24-26.

9. Лузгин В. И., Петров А. Ю., Фаерман Л. И. Индукционные печи средней частоты нового поколения // Черные металлы. июль - август 2006 г. 14-25.

10. Турсунов Н. К., Семин А. Е., Котельников Г. И. Кинетические особенности процесса десульфурации при выплавке стали в индукционной тигельной печи // Черные металлы. май 2017 г. 23-28.

УДК 669.162.12

ИССЛЕДОВАНИЕ МИНЕРАЛОГИЧЕСКИХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ПРОЦЕССЕ АГЛОМЕРАЦИИ ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

**Бурова Ю. Е.^{1,2}, Вязникова Е. А.¹, Дмитриев А. Н.¹,
Витькина Г. Ю.¹, Алекторов Р. В.¹**

¹ *Институт металлургии Уральского отделения
Российской академии наук, г. Екатеринбург, Россия*
² *Уральский федеральный университет имени первого
Президента России Б. Н. Ельцина»,
г. Екатеринбург, Россия*

Аннотация. В статье приведены результаты исследования минералогических превращений, протекающих в процессе агломерации (спекания). Показано, что в процессе спекания магнетит, содержащийся в железорудном концентрате, частично растворяется в силикатной составляющей и флюсе с образованием сложного ферросиликата кальция и алюминия (SFCA). Установлено, что доля ферросиликата кальция и алюминия в образующемся агломерате зависит от заданной основности агломерационной шихты (содержания оксида кальция в шихте). Также сделан вывод о морфологии ферросиликата SFCA, зависящей напрямую от скорости охлаждения агломерата.

Ключевые слова: агломерация, железорудный концентрат, агломерат, поглощающий состав, силикатная связка, микроструктура, морфология.

INVESTIGATION OF MINERALOGICAL TRANSFORMATIONS DURING SINTERING

Burova Yu.E.^{1,2}, Vyaznikova E.A.¹, Dmitriev A.N.¹,
Vitkina G.Yu.¹, Alektorov R.V.¹

¹*Institute of Metallurgy of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
Ekaterinburg, Russia*

²*Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin,
Ekaterinburg, Russia*

Abstract. The paper presents the results of the investigation of mineralogical transformations occurring in the process of agglomeration (sintering). It is shown that during sintering, the magnetite contained in the iron ore concentrate partially dissolves in the silicate component and the flux to form a complex ferro-silicate of calcium and aluminum (SFCA). It is established that the proportion of the content of SFCA in the resulting agglomerate depends on the specified basicity of the agglomeration charge (the content of calcium oxide in the charge). A conclusion was also made about the morphology of SFCA, which depends directly on the cooling rate of the agglomerate.

Keywords: agglomeration, iron ore concentrate, agglomerate, absorbent composition, silicate binder, microstructure, morphology.

Процесс агломерации в металлургии является одним из составляющих в подготовке железорудного сырья к доменной плавке. Основная задача данного процесса состоит в том, чтобы превратить компоненты шихты в кусковой железорудный материал – агломерат. В настоящее время получение качественного агломерата является актуальной проблемой в черной металлургии.

Процесс агломерации состоит из нескольких стадий. Первая стадия заключается в получении агломерационной шихты железорудного концентрата с коксовой мелочью, некондиционным агломератом (мелочью, возвратом) и флюсом в определённых пропорциях. Полученную аглошихту увлажняют и загружают на колосниковую решетку. Вакуум под колосниковой решеткой создают включением эксгаустера. Далее зажигают поверхность загруженной шихты газовой горелкой и интенсивно продувают через нее и решетку воздух. Затем горелку отводят и процесс спекания идет только за счет тепла горения коксовой мелочи. В зоне горения вследствие нагрева до температур 1200-1400 °С начинается образование полужидких фаз, и происходит частичное или полное сплавление железорудного концентрата. По мере выгорания углерода в верхнем слое, подогрева нижнего слоя, сушки и дальнейшего его возгорания происходит перемещение зоны горения вниз. Так происходит процесс образования агломерационного пирога. Агломерация заканчивается, когда зона горения достигает колосниковой решетки. Далее

начинается процесс охлаждения агломерата на ленте. Готовый агломерат делят на фракции крупностью 10-40 мм – агломерат для доменного цеха, 5-15 мм – постель и < 5 мм – возврат.

Внешний вид спеченного агломерата представляет собой кусковой пористый материал черного (темно-серого) цвета. Агломерат считается главным железорудным сырьем для получения чугуна в доменной печи, в связи с чем необходимо чтобы полученный продукт был прочен и имел хорошую восстановимость (способность отдавать кислород из оксидов газувосстановителю).

Формирование свойств агломерата определяется его фазовыми и структурными превращениями. Свойства и поведение фаз оказывают большое влияние на физические характеристики агломерата. Целью данной работы является исследование формирования минералогии и фазового состава железорудного агломерата в процессе спекания.

1. Агломерационный процесс. Структура агломерата

Для обеспечения эффективного протекания процессов в доменной печи металлургии контролируют качественные характеристики агломерата, особенно содержание железа и основность. Изменение данных характеристик связано с технологией агломерационного производства, составом аглошихты, схемами обогащения и минералогическим составом концентрата. Для повышения содержания железа в аглошихте используют богатый железорудный концентрат. В [1-2] установлено, что повышение основности и содержания железа в концентрате способствует улучшению показателей процесса агломерации, увеличению вертикальной скорости спекания, производительности агломашин, выходу годного агломерата и увеличению его холодной (барабанной) прочности.

Для повышения качества железорудного концентрата, и как следствие увеличение полноты извлечения железа, необходимо снизить содержание вредных примесей в концентрате, таких как сера, фосфор, двуокись кремния и др. Удаление серы происходит в процессе агломерации, так как соединения серы подвергаются воздействию высокой температуры и вступают в химические реакции с газом и другими минералами в рудной части шихты. Содержание серы в концентрате не должно превышать 0,15 %. Удаление серы из железорудного концентрата возможно с помощью использования обжига [3], температура которого не должна превышать 900 °С. Благодаря этому возможно снизить содержание серы в 2 раза. Примесь же фосфора не удаляется в процессе агломерации и полностью переходит в агломерат, поэтому важно снизить количество фосфора в концентрате. Предельное содержание фосфора в концентрате 0,07-0,15 %.

Агломерационная шихта представляет собой увлажненную смесь железосодержащих материалов, флюсов (известняк и доломит) и топлива. К главным компонентам шихты относят руду и железорудный концентрат; возврат, представляющий собой мелочь агломерата от предыдущего спекания; в качестве топлива используется коксовая мелочь; флюсующие добавки (известняк и доломит); металлосодержащие отходы металлургического про-

изводства. При производстве агломерата также могут быть использованы в аглошихте минеральные добавки, улучшающие окомкование и способствующие активации процессов минералообразования при спекании [4].

Смесь железорудных материалов состоит из мелкой руды с содержанием железа не менее 35 % и железорудного концентрата. Также, в железорудную часть шихты включают отходы металлургического производства. Например, окалина является отходом прокатного производства, образуется в термических печах. Окалина содержит железо до 70 %. Еще одним из отходов металлургического производства является колошниковая пыль. Колошниковая пыль – это пыль, выносимая с колошниковым газом из доменной печи, осаждаемая в пылеуловителях, включающая в себя мелкие частицы руды, агломерата, кокса и флюса. Колошниковая пыль содержит железа примерно от 40 до 55 %.

Топливом является коксовая мелочь. Для агломерационного процесса требуется железосодержащий материал фракции до 6 мм, а твердое топливо и флюсы – до 3 мм.

Доломит, $(Ca, Mg)CO_3$ и другие магнийсодержащие материалы всё чаще используются как основные компоненты флюсов. Содержащие магний флюсы являются полезными, так как они с помощью MgO способствуют приданию доменному шлаку хорошей текучести и десульфурации. Использование магнийсодержащих материалов существенно влияет на минералогию, микроструктуру и физические характеристики получаемого агломерата [5].

В целом, агломерационная шихта при нагреве претерпевает сложный комплекс химико-минералогических превращений и физических процессов. Эти превращения можно разбить на четыре этапа. На первом этапе превращения в твердых фазах происходят в зоне интенсивного нагрева до 600-900 °С, когда агломерационная шихта находится еще в твердом состоянии. Протекание процессов в твердых фазах происходит при меньшей скорости, чем в жидких или газообразных фазах. Скорость взаимодействия зависит от скорости диффундирующих компонентов в кристаллических решетках твердых тел. Процессы минералообразования происходят между газообразной и твердыми фазами при температуре 1100-1150 °С. На этом этапе происходит горение топлива шихты, разложение гидратных соединений, диссоциация карбонатов, восстановление оксидов железа и удаление серы.

На втором этапе происходят процессы с образованием жидких фаз в температурном интервале от 1150-1450 °С. В данном интервале осуществляется плавление легкоплавких фаз агломерационной шихты и процессы минералообразования происходят в твердожидком состоянии. Железосиликатный расплав играет важную роль в структурообразовании агломерата, так как от его состава и физико-механических свойств зависит состав и структура минеральных связей.

На третьем этапе происходит пропитка жидкими фазами твердых частиц и химическое взаимодействие между ними. Количество и вязкость жидких фаз определяются степенью пропитки оставшейся массы шихты, и зависят от температурного уровня в зоне горения. При температуре 1250-1350 °С в

зоне горения происходит диссоциация гематита с образованием 10-15 % FeO. Изменения температуры процесса и их продолжительность происходит с изменением скорости передвижения зоны горения в слое. Поэтому важен подбор параметров спекания и компонентного состава шихты, которые обеспечивают образование агломерата с заданными характеристиками.

На четвертом этапе происходит кристаллизация жидких фаз при их охлаждении на воздухе, окисление оксида железа FeO и формирование конечной структуры агломерата. В процессе кристаллизации высокоосновного железорудного агломерата образуются сложные оксиды, состоящие преимущественно из Fe, Ca, Al, Si и Mg.

2. Материалы исследования

Для исследования использован железорудный концентрат и спеченный из него лабораторный агломерат основностью (отношение CaO/SiO_2) 2,0. Химический состав концентрата представлен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав железорудного концентрата, %

Fe _{общ}	FeO	Fe ₂ O ₃	CaO	SiO ₂	MgO	Al ₂ O ₅	MnO	ZnO	P ₂ O ₅	S	TiO ₂
68,10	29,186	64,857	0,265	3,83	0,469	0,207	0,043	0,004	0,01	0,103	0,026

Состав агломерационной шихты представлен в таблице 2.

Таблица 2 – Компонентный состав агломерационной шихты

Компоненты шихты	Масса, кг
Руда СГОК	2,30
Концентрат СГОК	35,59
Окалина ЦГП	0,64
Скрап ЦПМШ	0,48
Колошниковая пыль	0,16
Аспирационная пыль	0,06
Щебень	0,89
Марганцевая руда	0,46
Известняк	2,88
Известь	2,30
Доломит	3,07
Коксовая мелочь	2,31
Возврат	17,04

Химический состав полученного лабораторного агломерата представлен в таблице 3.

Таблица 3 – Химический состав спеченного лабораторного агломерата, %

Fe _{общ}	FeO	CaO	SiO ₂	MgO	Al ₂ O ₅	MnO	Основность
56,87	8,54	10,11	5,05	2,5	0,5	0,15	2,0

3. Фазовый состав и минералогия железорудных материалов

Фазовый состав железорудного концентрата и полученного лабораторно-

го агломерата исследовали методом рентгенофазового анализа на дифрактометре фирмы Shimadzu XRD-7000. Методом растровой электронной микроскопии (прибор Carl Zeiss Evo 40) изучена структура и элементный состав фаз в агломерате.

На дифрактограмме (рисунок 1) по интенсивности пиков в двух исследуемых образцах концентрата и агломерата наблюдается доминирующая фаза – магнетит Fe_3O_4 . Железорудный концентрат состоит из Fe_3O_4 и SiO_2 (рисунок 1, а). Фазовый состав лабораторного агломерата представлен Fe_3O_4 и силикатной связкой, включающей в себя фазы $\text{Ca}_{2,3}\text{Mg}_{0,8}\text{Al}_{1,5}\text{Fe}_{8,3}\text{Si}_{1,1}\text{O}_{20}$ и $\alpha\text{-Ca}_2\text{SiO}_4$ (рисунок 1, б). Возможно, фаза Fe_2O_3 присутствует в структуре, но на дифрактограмме собственный набор отражений минимальный.

Согласно данным оптической микроскопии, в агломерате преобладающей фазой является магнетит Fe_3O_4 , фазы которого цементируются силикатной связкой и содержат его включения. На микроструктурах шлифов Fe_3O_4 представлен в виде крупнокристаллических светлых, угловатых образований размером от 0,05 до 0,8 мм. Силикатная связка SFCA (silicoferrite of calcium and aluminum) $\text{Ca}_{2,3}\text{Mg}_{0,8}\text{Al}_{1,5}\text{Fe}_{8,3}\text{Si}_{1,1}\text{O}_{20}$ содержит светлые включения магнетита и более темный по цвету двухкальциевый силикат $\alpha\text{-Ca}_2\text{SiO}_4$ (рисунок 2).

SFCA является сложным силикатом, образующимся в псевдо-четвертичной системе Fe_2O_3 (FeO)-CaO- Al_2O_3 - SiO_2 и состоящий из Si, Fe, Ca и Al. Hancart J. и другие авторы [5] впервые определили сложный силикат и обозначили аббревиатурой «SFCA». SFCA образуется при температурах 1150-1200 °С и начинает распадаться на гематит и расплав при 1300 °С, а полностью разлагается на воздухе при температуре выше 1480 °С. Исследование фаз SFCA является весьма важной задачей, так как данные фазы являются основным связующими фазами в процессе производства агломерата. SFCA влияет на «горячую» (термомеханическую) прочность, способность к восстановлению и температурный интервал размягчения в доменной печи.

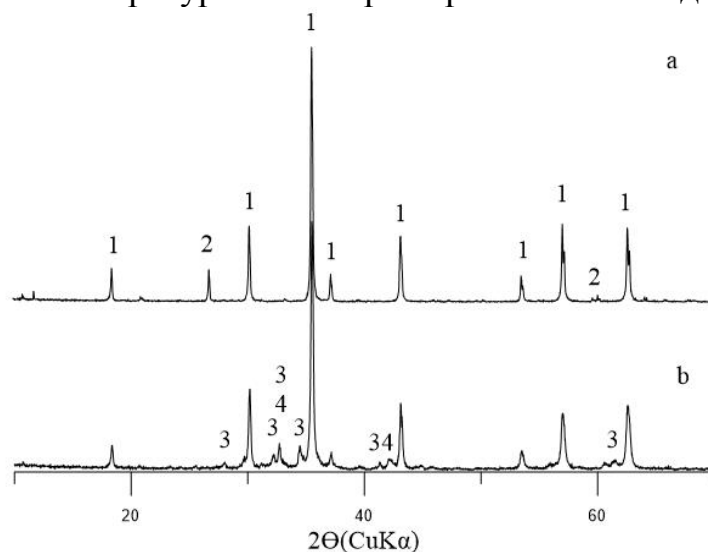


Рисунок 1 – Дифрактограмма: а – железорудного концентрата, б – агломерата. Символы: 1 – Fe_3O_4 ; 2 – SiO_2 ; 3 – $\text{Ca}_{2,3}\text{Mg}_{0,8}\text{Al}_{1,5}\text{Fe}_{8,3}\text{Si}_{1,1}\text{O}_{20}$; 4 – $\alpha\text{-Ca}_2\text{SiO}_4$

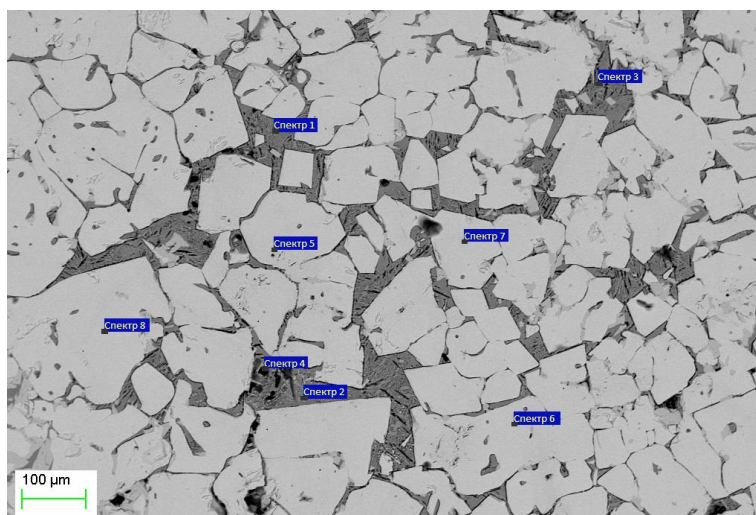


Рисунок 2 – Участок шлифа в обратно отраженных электронах

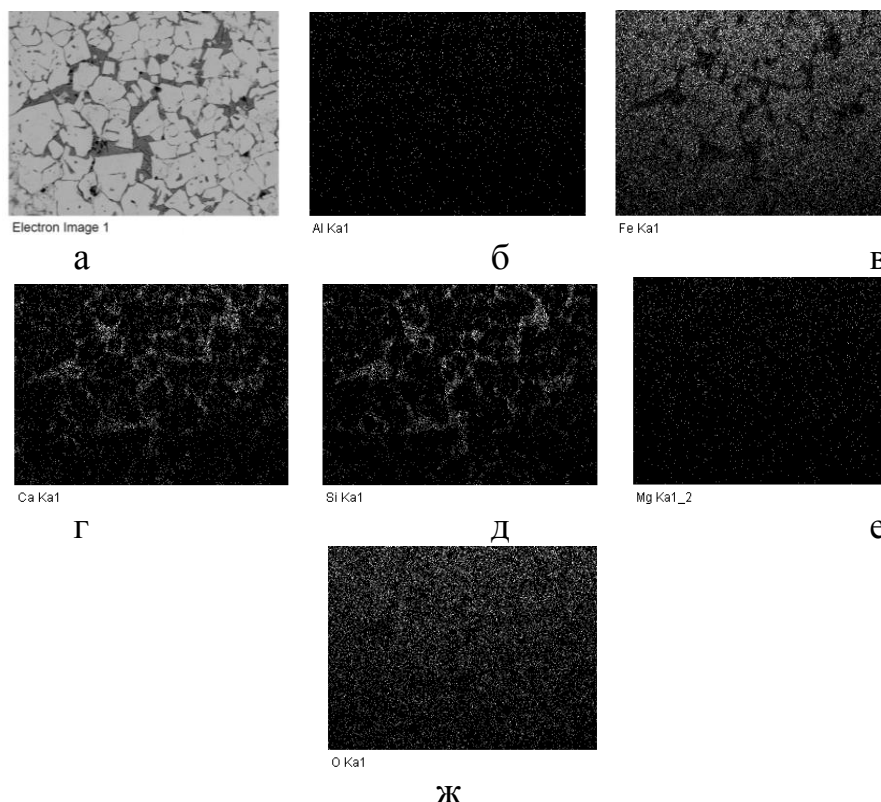
В лабораторном агломерате фаза SFCA является соединением $\text{Ca}_{2,3}\text{Mg}_{0,8}\text{Al}_{1,5}\text{Fe}_{8,3}\text{Si}_{1,1}\text{O}_{20}$. На основе данных, полученных с помощью РЭМ (рисунок 2), фаза SFCA является неоднородной по составу и имеет различную морфологию. Обнаружена микроструктура игольчатого, волокнистого (пластинчатого) и дендритного строения SFCA. Образованию игольчатых, пластинчатых и дендритных SFCA способствует содержание алюминия [6] в руде, но при этом ухудшаются прочностные характеристики матрицы агломерата и увеличивается пористость. На форму и размер SFCA также влияет скорость охлаждения, при медленном охлаждении происходит образование большего количества SFCA и развитие кристаллов крупных размеров [7]. Уровень основности также оказывает большое значение для данной фазы, чем более высокоосновный агломерат, тем больше образуется фазы SFCA.

В таблице 4 приведены результаты рентгеновского микроанализа шлифа железорудного агломерата основностью 2,0. Приведенные спектры показывают элементный состав структуры агломерата.

Таблица 4 – Массовая доля элементов по данным рентгеноспектрального микроанализа

Фаза	Спектр	Средний химический состав фаз, атм %					
		Fe	O	Si	Ca	Al	Mg
SFCA	1	25,45	58,66	2,27	6,77	4,67	2,18
	2						
	3						
	4						
Fe_3O_4	5	45,4	52,47	-	0,98	0,13	0,97
	6						
	7						
	8						

В режиме картирования были построены карты распределения элементов по площади шлифа (рисунок 3).



а – снимок исследуемого участка в обратных электронах; б – карта распределения алюминия; в – карта распределения железа; г – карта распределения кальция; д – карта распределения кремния; е – карта распределения магния; ж – карта распределения кислорода

Рисунок 3 – Элементное картирование участка железорудного агломерата

На карте представлены светлые области распространённости элемента. Яркость точек и областей их скопления зависит от сигнала поступающих с поверхности образца, поэтому чем ярче область на карте, тем большая концентрация элементов на площади шлифа. В таблице 5 представлено распределение элементов на анализируемом участке исследуемого образца.

Таблица 5 – Суммарное содержание химических элементов на анализируемом участке, вес. %

Спектр	Fe	O	Si	Ca	Mg	Al	Итог
Суммарный спектр	60,21	24,20	4,40	8,11	2,50	1,30	100,00

Из результатов картирования видно, что магнетит кроме Fe и O содержит примеси магния, алюминия и кальция. Источником магния, кальция и алюминия выступают флюсовые и железосодержащие компоненты исходной аглошихты.

Выводы

В процессе агломерации магнетит, содержащийся в концентрате, частично растворяется в силикатной составляющей и флюсе с образованием сложного силиката SFCA с общей формулой $M_{14}O_{20}$, где M – Ca, Si, Al, Mg. SFCA является связкой рудных фаз агломерата.

Количество рудной связки зависит от основности агломерата. Чем больше в аглошихте CaO, тем большее количество фазы SFCA образуется в конечном агломерате.

Морфология фазы SFCA зависит от скорости охлаждения агломерата. Медленное охлаждение приводит к росту крупных пластинчатых и дендритных фаз SFCA. При быстром охлаждении образуются мелкопластинчатые или игольчатые формы.

Работа выполнена в рамках Государственного задания ИМЕТ УрО РАН (122020100125-6).

Библиографический список

1. Исаенко, Г.Е. Исследование влияния повышения содержания железа в железорудном концентрате на технологические показатели спекания и металлургические свойства агломерата / Г.Е. Исаенко, Д.А. Ковалев, Н.С. Мещеряков, В.Г. Михайлов, Д.С. Ким // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2021. – Т. 77, № 10. – С. 1032-1038.
2. Zhang, M. Effect of sinter basicity on sinter productivity and quality with high rate of recycled materials / M. Zhang, M.S. Coe, M.W. Andrade // Drying, Roasting, and Calcining of Minerals. – Springer, Cham, 2015. – P. 259-267.
3. Тимофеева, А.С. Обжиг магнетитового концентрата с целью удаления серы / А.С. Тимофеева, Т.В. Никитченко // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2018. – Т. 1, № 11. – С. 24-27.
4. Ганин, Д.Р. Пути использования местных минеральных ресурсов в агломерационном производстве АО «Уральская Сталь» / Д.Р. Ганин, В.Г. Дружков, А.А. Панычев, А.Н. Шаповалов // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2016. – Т. 14, №1. – С. 34-40.
5. Hancart J. A study of the phases present in blast furnace sinter. Some considerations on the mechanism of their formation / J. Hancart, V. Leroy, A. Bragard // CNRM Metall. Report. – 1967. – DS 24/67. – P. 3-7.
6. Zhu, D. An investigation into aluminum occurrence impact on SFCA formation and sinter matrix strength / D. Zhu, Yu. Xue, J. Pan, C. Yang, Zh. Guo, H. Tian, D. Wang, Yu. Shi // Journal of Materials Research and Technology. – 2020. – Т. 9, № 5. – С. 10223-10234.
7. Hapugoda, S. Characterization of SFCA phases in iron ore sinter by combined optical microscopy and electron probe micro analysis (EPMA) / S. Hapugoda, L. Lu, E. Donskoi, M.I. Pownceby, H. Han // proceeding of the conference Iron ore 2021 Ausimm, 8-10 November, 2021. – Perth, WA, Australia. – P. 32-54.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОБАВОК K_2O , Na_2O , MgO , Al_2O_3
НА СВОЙСТВА ШЛАКА ПРИ СВАРКЕ ПОД ФЛЮСОМ
НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ**

**Гизатулин Р.А.¹, Дуняшин Н.С.², Валуев Д.В.³, Худоёров С.С.²,
Заиркулов Э.Ё.²**

¹*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, gizatulin_ra@sibsiu.ru*

²*Ташкентский государственный технический университет
имени Ислама Каримова,
г. Ташкент, Узбекистан, dunjashin-nikolaj@rambler.ru,
xudoyorov0703@mail.ru, zairkulovelyor@gmail.com*

³*Юргинский технологический институт (филиал) национального
исследовательского Томского политехнического университета,
г. Юрга, Россия, valuevdy@bk.ru*

***Аннотация.** Исследовано влияние добавок оксидов K_2O , Na_2O , MgO , Al_2O_3 на плотность и вязкость шлака, а также отделимость и кроющую способность шлака системы CaO - MnO - SiO_2 , полученного при расплавлении плавленого флюса при автоматической дуговой сварке низкоуглеродистых марок стали. Показано, что с увеличением содержания K_2O и Na_2O плотность и вязкость шлака, а также отделимость шлаковой корки уменьшаются, увеличение содержания MgO и Al_2O_3 повышает плотность и вязкость шлака. Полученные результаты позволили повысить прочностные свойства сварных соединений на 10-12%.*

***Ключевые слова:** сварка, флюс, сталь, шлак, плотность, вязкость.*

**STUDY OF THE EFFECT OF ADDITIONS OF OXIDES K_2O , Na_2O , MgO ,
 Al_2O_3 ON DENSITY, VISCOSITY, SEPARABILITY AND COVERING
ABILITY OF THE SLAG OF THE CaO - MnO - SiO_2 SYSTEM IN
AUTOMATIC SUBMERGED ARC WELDING OF LOW CARBON
STEEL**

**Gizatulin R.A.¹, Dunyashin N.S.², Valuev D.V.³, Khudoyorov S.S.²,
Zairkulov E.Yo.²**

¹*Siberian State Industrial University,
Novokuzntsk, Russia, gizatulin_ra@sibsiu.ru*

²*Tashkent State Technical University named after Islam Karimov,
Tashkent, Uzbekistan, dunjashin-nikolaj@rambler.ru, xudoyorov0703@mail.ru,
zairkulovelyor@gmail.com*

³*Yurga Technological Institute (branch) of the National Research
Tomsk Polytechnic University,
Yurga, Russia, valuevdy@bk.ru*

Abstract. The work is aimed at studying the effect of additions of oxides K_2O , Na_2O , MgO , Al_2O_3 on the density and viscosity of the slag, as well as the separability and covering ability of the slag of the $CaO-MnO-SiO_2$ system obtained by melting the fused flux during automatic arc welding of low-carbon steels. It is shown that with an increase in the content of K_2O and Na_2O , the density and viscosity of the slag, as well as the separability of the slag crust, decrease, an increase in the content of MgO and Al_2O_3 increases the density and viscosity of the slag. The results obtained made it possible to increase the strength properties of welded joints by 10-12 %.

Keywords: welding, flux, steel, slag, density, viscosity.

Сварочными флюсами называют специально приготовленные металлические гранулированные порошки с размером отдельных зерен 0,25 – 4,0 мм [1]. При механизированных дуговых способах сварки под флюсом защита сварочной ванны и ее металлургическая обработка осуществляется сварочными флюсами [2-3]. Флюсы расплавляясь, создают газовый и шлаковый купол над зоной сварочной дуги, а после химико-металлургического воздействия в дуговом пространстве и сварочной ванне образуют на поверхности шва шлаковую корку, в которую выводятся оксиды различных металлов, сера, фосфор и газы [4-5].

К флюсам для автоматической и полуавтоматической сварки предъявляются ряд требований [6-7]:

- получение заданного химического состава металла сварочных швов и их свойств;
- обеспечение хорошего формирования металла шва;
- получение швов без дефектов (шлаковых включений, пор и трещин);
- обеспечение стабильности горения дуги и процесса сварки;
- легкая отделяемость шлаковой корки от поверхности швов;
- стабильность горения дуги обеспечивается за счет ионизируемых компонентов, которые введены в состав флюса.

Заданный химический состав металла шва обеспечивается за счет основного и электродного металла, учитывая их изменения вследствие взаимодействия с флюсом [8-9].

Хорошее формирование металла шва и легкая отделяемость шлаковой корки обеспечивается путем регулирования физико-химических свойств флюса (температур плавления, жидкоподвижность шлака и др). Трещины, шлаковые включения и пористость металла швов подавляется за счет рафинирующих, раскисляющих, легирующих компонентов, которые введены в состав флюса [9-10].

Материал и методика

Для изготовления опытных образцов использовали пластины размером 12х60х250мм из стали марки 20. Перед сваркой флюсы прокаливали при температуре 300-400 °С. Режим сварки: сила сварочного тока 600 А, напряжение 28В, скорость сварки 0,54 м/мин.

Замеры вязкости шлака осуществляли на ротационном вискозиметре.

Определение величины поверхностного натяжения шлака производилось методом максимального давления в газовом пузырьке в атмосфере аргона. Шлак засыпали в молибденовый тигель для определения коэффициента поверхностного натяжения. Исследуемый образец шлака загружали в печь сопротивления и нагревали до температуры 1600 °С. После выдержки при этой температуре в расплав погружали капилляр и проводили измерения давления, необходимого для отрыва пузырька на глубине от 2 до 7 мм. Измерения проводили при понижении температуры от 1600 °С до 1400 °С через каждые 40...50 °С.

Для оценки отделяемости шлака использована методика, по которой на поверхность пластины производится наплавка первого валика. После наплавки образец освобождают от шлака и проводят наплавку второго слоя. Затем исследуемый образец передается на маятниковый копер, на котором при температуре выше 450 °С выполняется удар бойком.

Дилатометрия сварочных шлаков выполнялась с использованием NETZSCH DIL 402С. Исследуемый материал: сварочный шлак, размеры образцов 4х4х20 мм. Режим дилатометрии: нагрев от 20 до 1000 °С, скорость нагрева 10 °С/мин, охлаждение от 1000 до– 250 °С, со скоростью охлаждения 30 °С/мин.

Изображение микроструктуры получали на металлографическом микроскопе 5ХВ-РС.

Для проведения механических испытаний на статическое растяжение подготавливали образцы по ГОСТ 6996-66. Испытание на статическое растяжение проводится в соответствии с ГОСТ 6996-66. Машина для испытания WAW-600 с датчиком усилия 250 кН. Рабочая длина $L_0 = 80$ мм, это длина на которой фиксируются датчики, регистрирующие относительное удлинение образца.

Результаты и обсуждение

Наиболее простым способом разработки плавящихся флюсов является экспериментальный подбор состава флюса. В зависимости от технических требований к плавящемуся флюсу такой экспериментальный подбор требует большего числа проверяемых вариантов. Однако, как правило, число вариантов достигает нескольких десятков, а в ряде случаев проверяется более сотни различных композиций. Естественно, что это длительный и часто весьма дорогостоящий эксперимент.

В таких расчетах могут быть оценены необходимые количества раскислителей, легирующих добавок, композиции шлакообразующих составляющих покрытий, материалы, обеспечивающие требуемую устойчивость горения сварочной дуги, и пр.

На основании изложенного выбирали шлаковую систему. При изучении двойных систем шлака $MnO-SiO_2$ установлено, что температура плавления шлака рассмотренной двойной системы около 1300 °С удовлетворяющей требованиям к сварочным шлакам при сварке сталей, находится при содержании SiO_2 в диапазоне 35-45 %.

Тройные шлаковые системы: $CaO-MnO-SiO_2$, $MgO-MnO-SiO_2$ и $Al_2O_3-MnO-SiO_2$ имеют области составов с температурой около 1300 °С, удовле-

творяющей требованиям к сварочным шлакам при сварке сталей.

В системе $\text{SiO}_2\text{-CaO-MnO}$ эта область лежит при составах $\sim 40\%$ SiO_2 , $\sim 40\%$ MnO и $\sim 20\%$ CaO .

Разработанный состав плавного флюса для автоматической дуговой сварки конструкций из низкоуглеродистых сталей содержит следующие компоненты, мас. %: кварцевый песок - 23-27; доломит - 10-12; каолин - 6-8; марганцевый концентрат - 50-54; плавленый шпат - 4-6.

Исследовали также влияние введения оксидов Na_2O , K_2O и MgO на свойства шлака, относящегося к системе $\text{SiO}_2\text{-CaO-MnO}$.

Зависимость плотности шлака от концентрации оксидов Na_2O , K_2O и MgO показано на рисунке 1. Как видно из рисунка 1 оксид алюминия на плотность шлаков существенного влияния не оказывает. Оксиды натрия и калия существенно снижают плотность шлака.

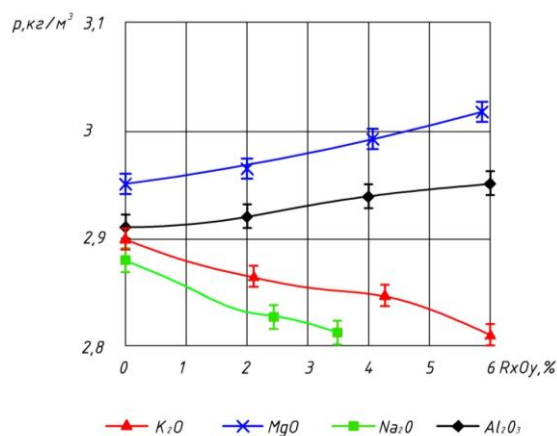


Рисунок 1 - Зависимость плотности наплавочного шлака от количества оксидов, образующихся при плавке

Взаимосвязь вязкости шлака от концентрации оксидов в исходном шлаке при $T = 1600\text{ K}$ приведена на рисунке 2.

С увеличением концентрации MgO возрастает вязкость основных шлаков. Увеличение содержания K_2O снижает вязкость шлака. Таким же образом проявляется влияние изменения концентрации Na_2O .

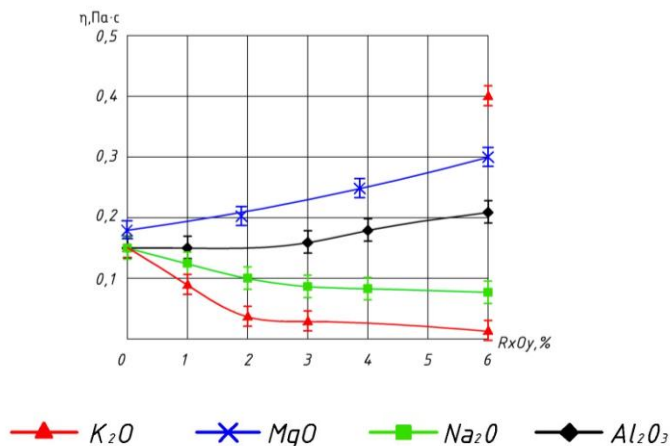


Рисунок 2 - Взаимосвязь вязкости шлака от содержания оксидов в шлаке

Отделимость шлаковой корки – один из важнейших показателей тех-

нологичности наплавочных материалов.

Зависимость отделимости шлака от содержания в нем оксидов MgO , Na_2O , K_2O и Al_2O_3 представлена на рисунке 3.

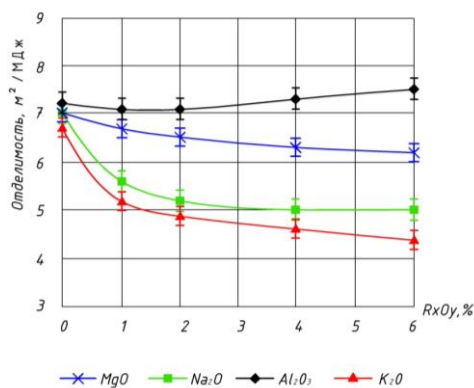


Рисунок 3 - Зависимость отделимости шлаковой корки от количества оксида в шлаке

Имеется взаимосвязь между окисленностью шлака и отделимостью шлаковой корки от поверхности металла. Присутствие оксидов магния затрудняет отделимость шлака. При увеличении в шлаке содержания оксида Al_2O_3 отделимость шлака улучшается.

Влияние типа оксида и его содержание в шлаке на кроющую способность шлака приведено на рисунке 4. Как видно из рисунка 4, с увеличением содержания Na_2O и K_2O , кроющая способность шлака возрастает, а с увеличением содержания оксида MgO наоборот уменьшается. Введение оксидов Al_2O_3 в шлак практически не влияет на кроющую способность шлака.

Например, введение Na_2O и K_2O способствует снижению вязкости шлака и росту кроющей способности, введение MgO существенным образом повышает вязкость и уменьшает кроющую способность шлака. Следует отметить, что присутствие в шлаке Al_2O_3 оказывает незначительное влияние на вязкость шлака. Как следствие, кроющая способность шлака не изменяется.

Исследовали четыре марки плавленного флюса:

№1 – АН-348-А;

№2 – мас. %: кварцевый песок - 23-27; доломит - 10-12; каолин – 6-8; марганцевый концентрат - 50-54; плавиковый шпат - 4-6;

№3 – мас. %: кварцевый песок - 23-27; доломит - 10-12; каолин – 6-8; марганцевый концентрат - 50-54; плавиковый шпат - 4-6;

№4 – мас. %: кварцевый песок - 23-27; доломит - 10-12; каолин – 6-8; марганцевый концентрат - 50-54; плавиковый шпат - 4-6.

Сварочный шлак флюса №1 имеет микроскопические газовые поры диаметром до 10 мкм. Сварочный шлак разработанного флюса №2-3 имеет небольшую волнистость и возможные микроскопические газовые поры диаметром до 2 мкм, поверхность гладкая и шлаковая корка хорошо отделяется с поверхности сварного шва. Сварочный шлак разработанного флюса № 4 имеет мелкую чешуйчатость и шероховатость поверхности, мелкие газовые поры размером до 2-3 мкм говорят о хорошей отделимости шлака с поверхности сварного шва (рисунок 5)

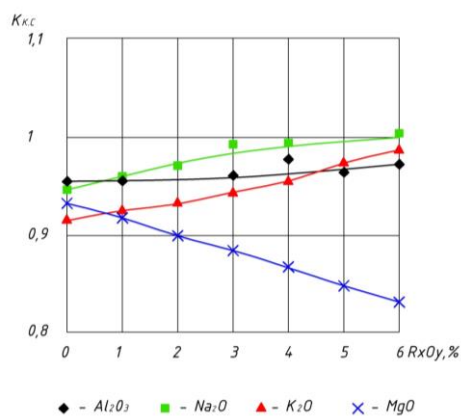


Рисунок 4 - Зависимость кроющей способности шлака от типа и содержания оксида

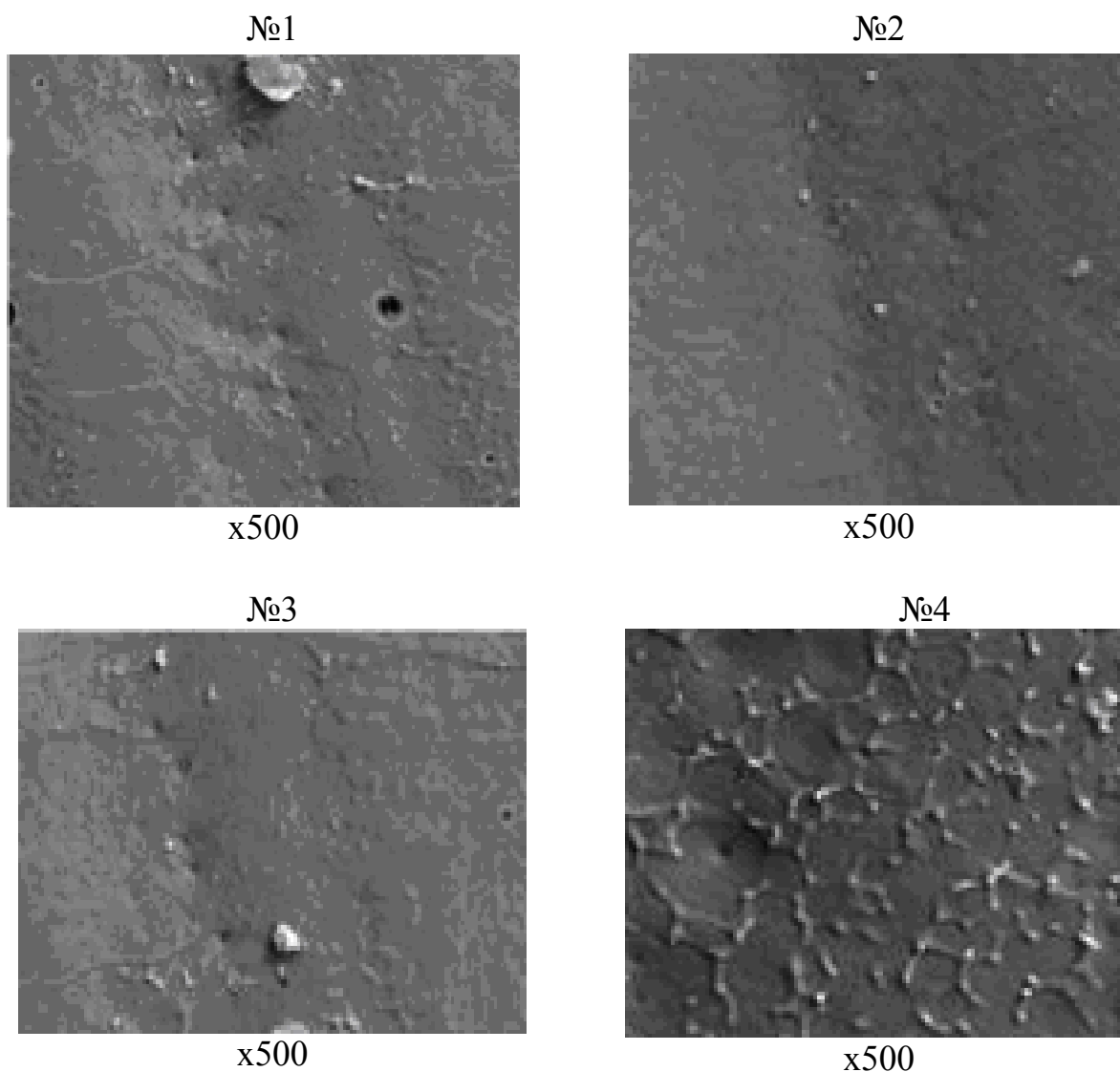


Рисунок 5 - Поверхность шлаковой корки со стороны сварного шва, выполненного с использованием флюсов № 1-4

Гистограмма значений предела текучести и предела прочности сварных швов, выполненных электродами №1-4 показана на рисунке 6.

В сварных швах, полученных в результате наплавки под флюсами

№2-4, наблюдается увеличение ЗТВ (таблица 1) от верхней части до максимальной глубины проплавления до 1,082 мм, в отличие от аналога АН-348-А, где зона термического влияния (ЗТВ) наоборот уменьшается. Это обусловлено тем, что зона термического влияния в процессе сварки сосредоточены не в глубину шва, а на поверхности, Это можно подтвердить и геометрией сварных швов (таблица 2), где сварные швы с условиями сварки имеют меньшую ширину шва и большую глубину проплавления. В основном при прочих равных условиях влияние оказывает химический состав флюсов, где такие благоприятные характеристики достигаются за счет высокого содержания оксида кремния.

Таблица 1- Влияние флюсов №1-4 на размер зоны термического влияния

Область	Размер зоны термического влияния, мм			
	№1	№2	№3	№4
Корень шва	0,598	1,302	1,231	1,168
Правая	0,869	0,940	0,806	0,788
Левая	0,861	1,003	0,761	0,806
Среднее значение	0,776	1,082	0,933	0,921

Таблица 2- Влияние флюсов №1-4 на глубину проплавления и ширину сварного шва

Характеристика	Размер ширины сварного шва и глубины проплавления, мм			
	№1	№2	№3	№4
Глубина проплавления	6,380	6,822	6,363	6,544
Ширина сварного шва	11,958	10,687	10,843	10,742

Разработанный состав плавящихся флюсов №2-4 из местного сырья повышают прочностные характеристики сварных швов на 10-12% (рис. 6).

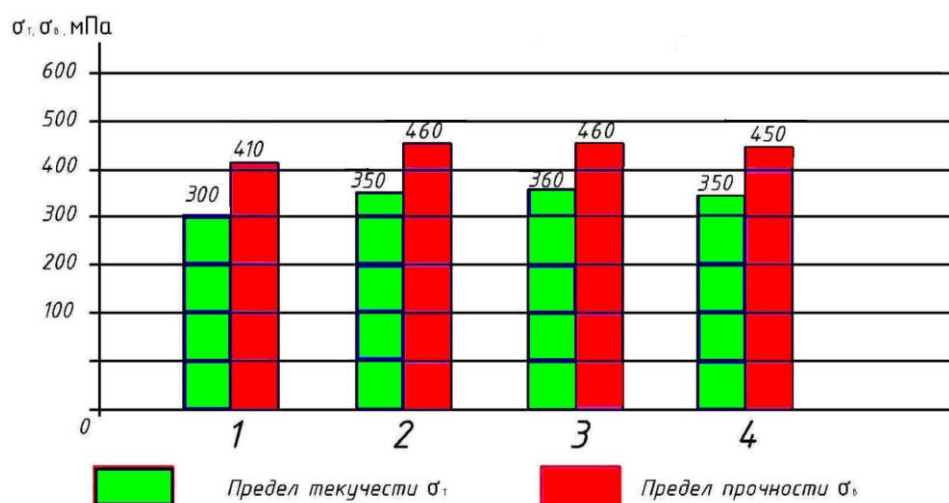


Рисунок 6 - Гистограмма значений предела текучести и предела прочности сварных швов, выполненных с использованием флюса №1-4

Тройные шлаковые системы: $\text{CaO}-\text{MnO}-\text{SiO}_2$, $\text{MgO}-\text{MnO}-\text{SiO}_2$ и $\text{Al}_2\text{O}_3-\text{MnO}-\text{SiO}_2$ имеют области составов с температурой около 1300°C , удовлетворяющей требованиям к сварочным шлакам при сварке сталей.

Исследование строения шлаков системы $\text{CaO}-\text{MnO}-\text{SiO}_2$ показало наличие включений флюорита, двухкальциевого силиката, вюстита и наличие в структуре шлака газовыводящих каналов.

Выводы:

1. Исследование влияние добавок оксидов K_2O , Na_2O , MgO , Al_2O_3 на плотность и вязкость шлака, а также отделимость и кроющую способность шлака системы $\text{CaO}-\text{MnO}-\text{SiO}_2$ показало, что с увеличением содержания K_2O и Na_2O плотность и вязкость шлака, а также отделимость шлаковой корки уменьшаются. А увеличение содержания MgO и Al_2O_3 повышает плотность и вязкость шлака.

2. Разработанный состав шлаковой основы плавящего флюса на базе местного рудно-минерального сырья, выбранный на основе диаграммы плавкости тройной системы $\text{CaO}-\text{MnO}-\text{SiO}_2$ повышает прочностные свойства сварных соединений на 10-12%.

Библиографический список

1. Khudoyorov S.S., Duniyashin N.S., Mineral resources of the Republic of Uzbekistan for the production of fused fluxes for automatic arc welding // International Journal of Advanced Research in Science, Engineering and Technology – India, 2020. – № Vol.7, Issue 5, – P. 13598-13601.

2. T.Coetsee, R.J.Mostert, P.G.H.Pistorius, P.C.Pistorius., The effect of flux chemistry on element transfer in Submerged Arc Welding: application of thermochemical modelling, Journal of Materials Research and Technology Volume 11, March–April 2021, P. 2021-2036.

3. Deekshant Varshney, Kaushal Kumar., Structured review of papers on the use of different activating flux and welding techniques, Ain Shams Engineering Journal, 12 (2021) 3339-3351.

4. Theresa Coetsee., Phase chemistry of Submerged Arc Welding (SAW) fluoride based slags, Journal of Materials Research and Technology, Volume 9, Issue 5, September–October 2020, Pages 9766-9776.

5. Pratishtha Sharma, Dheerendra Kumar Dwivedi., Study on Flux assisted-Tungsten inert gas welding of bimetallic P92 martensitic steel-304H austenitic stainless steel using $\text{SiO}_2-\text{TiO}_2$ binary flux, International Journal of Pressure Vessels and Piping Volume 192, August 2021, 104423.

6. Jednupong Palomas, Chayanee Tippayasam, Attaphon Kaewvilai, Thamrongsin Siripongsakul., Application of flux shielding instead of active gas shielding for improving quality of arc welded ASME SA455, Materialstoday: proceedings, online 19 October 2021.

7. Hengming Zhang, Yu Shi, Yufen Gu, Jinglong Xie, Chunkai Li., Effects of electrode polarity on the droplet transfer mode in self-shielded flux-cored arc welding, Journal of Manufacturing Processes, Volume 58, October 2020, Pages 478-488.

8. Nobuyuki Kato, Maromu Yamada, Jun Ojima, Mitsutoshi Takaya., Analytical method using SEM-EDS for metal elements present in particulate matter generated from stainless steel flux-cored arc welding process, Journal of Hazardous Materials, Volume 424, Part B, 15 February 2022, 127412.

9. Renyao Qin, Guo He., Mass transfer of the nickel-base alloy covered electrode with neutral flux coating during shielded metal arc welding, International Journal of Heat and Mass Transfer, Volume 78, November 2014, Pages 1095-1104.

10. Малушин Н.Н., Мартюшев Н.В., Валуев Д.В., Карлина А.И., Ковалев А.П., Гизатулин Р.А. Упрочнение деталей металлургического оборудования плазменной наплавкой в среде азота. Металлург., 2021, №12, с. 93-99.

УДК 669.1

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ЛЕГИРОВАННЫХ ЧУГУНОВ В АТМОСФЕРЕ АНОДНЫХ ГАЗОВ АЛЮМИНИЕВЫХ ЭЛЕКТРОЛИЗЕРОВ ЭКОСОДЕРБЕРГ

**Пинаев Е.А.¹, Темлянцев М.В.², Большаков Д.Г.³,
Темлянцева Е.Н.², Куценко А.И.²**

¹*АО «РУСАЛ Красноярск», г. Красноярск, Россия*

²*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, uchebn_otdel@sibsiu.ru*

³*АО «РУСАЛ Новокузнецк», г. Новокузнецк, Россия*

Аннотация. Исследованы процессы высокотемпературной газовой коррозии чугунов, легированных алюминием в количестве от 2,1 до 10,6 % в среде анодных газов алюминиевых электролизеров ЭкоСодерберг.

Ключевые слова: высокотемпературная газовая коррозия, легированные чугуны, электролизеры ЭкоСодерберг.

CORROSION RESISTANCE OF ALLOYED CAST IRON IN THE ATMOSPHERE OF ANODIC GASES OF ALUMINUM ELECTROLYZERS ECOSODERBERG

**Pinaev E.A.¹, Temlyantsev M.V.², Bolshakov D.G.³,
Temlyantseva E.N.², Kutsenko A.I.²**

¹*AO RUSAL Krasnoyarsk, Krasnoyarsk, Russia*

²*Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, uchebn_otdel@sibsiu.ru*

³*AO RUSAL Novokuznetsk, Novokuznetsk, Russia*

Abstract. The processes of high-temperature gas corrosion of cast iron alloyed with aluminum in an amount from 2,1 to 10,6 % in the environment of anode gases of aluminum electrolyzers EcoSoderberg are investigated.

Keywords: high-temperature gas corrosion, alloyed cast iron, EcoSoder-

Перевод алюминийпроизводящих предприятий России на технологию ЭкоСодерберг привел к обострению проблемы высокотемпературной газовой коррозии чугунных секций газосборного колокола (ГСК) алюминиевых электролизеров, эксплуатируемых в среде анодных газов [1 – 3]. Используемый для их изготовления – высокопрочный чугун марки ВЧ50 с шаровидным графитом не обеспечивает необходимого уровня стойкости к высокотемпературной газовой коррозии. Интенсивная коррозия секций ГСК приводит к их преждевременному прогару (рисунок 1) [1] и выводу из эксплуатации, снижению сортности первичного алюминия по железу, вносимому в электролизную ванну продуктами коррозии. В связи с этим поиск новых материалов – чугунов, обладающих повышенной коррозионной стойкостью в атмосфере высокотемпературных анодных газов является актуальной научно-практической задачей.

Проведено исследование [4] сопротивлению высокотемпературной газовой коррозии чугунов с содержанием алюминия от 2,1 до 10,6 %, химический состав которых представлен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав экспериментальных алюминиевых чугунов

№ образца	Содержание элемента, масс.%									
	C	Mn	Si	Al	Cr	Ni	P	S	V	Cu
1	2,06	0,30	0,57	10,64	0,07	0,06	0,06	0,07	0,02	0,23
2	1,67	0,28	0,74	11,85	0,07	0,07	0,06	0,04	0,02	0,17
3	1,64	0,28	0,69	13,77	0,07	0,06	0,06	0,04	0,01	0,18
4	5,99	0,89	1,02	3,60	0,08	0,11	0,08	0,02	0,01	0,19
5	3,08	0,53	0,24	6,15	0,02	0,06	0,15	0,22	0,03	0,04
6	2,78	0,59	0,70	2,06	0,02	0,06	0,09	0,011	0,04	0,05

Из экспериментальных чугунов посредством литья изготавливали образцы, которые крепили к внутренней поверхности чугунных секций и устанавливали в конструкцию газосборного колокола (рисунок 2). Образцы находились во внутреннем пространстве электролизера и подвергался агрессивному воздействию температуры и газовой среды, соответствующему реальным условиям эксплуатации секций ГСК. Периодически секции и образцы демонтировали и определяли потерю массы образцов вследствие коррозии. Эксперименты проводили в промышленных условиях на электролизерах ЭкоСодерберг АО «РУСАЛ Красноярск» и АО «РУСАЛ Новокузнецк». Продолжительность экспериментов образцов №№ 1 – 4 составляла 192 сут., №№ 5, 6 – 384 сут.

Исследование микроструктуры исследуемых образцов показало, что для составов № 1, 2 и 3 она состоит из зерен феррита (α -фаза), легированных алюминием, и железоалюминиевых карбидов переменного состава типа

Fe_yAlC_x , где $y=1,3 - 1,6$. Графит в структуре образцов отсутствует. Весь углерод в сплаве находится в твердом растворе и связан в железоалюминиевые карбиды. Для микроструктуры образца № 4 с содержанием углерода 5,99 % и алюминия 3,6 % характерно наличие грубых выделений графита. Образец №5 имеет ферритную основу, графит имеет пластинчатое строение. В структуре образца №6 присутствует зернистый и пластинчатый перлит, графит хлопьевидный; основа преимущественно феррито-перлитная.



Рисунок 1 – Прогар секций вследствие высокотемпературной газовой коррозии [1]



Рисунок 2 – Общий вид образцов на секции до эксплуатации

Результаты исследования удельных U потерь массы, $г$ образцов с единицы поверхности, $см^2$ в единицу времени, $ч$ представлены на рисунках 3 и 4. Их анализ показывает, что алюминиевые чугуны по сравнению с серым (СЧ18) и высокопрочным чугуном с шаровидным графитом (ВЧ, ВЧ50), имеют гораздо меньшие в 2 – 20 раз удельные потери массы вследствие высокотемпературной газовой коррозии. Полученные данные согласуются с результатами исследований [5-6] коррозионной стойкости алюминиевых чугунов.

После отливки твердость образцов № 1, 2, 3 составляла соответственно 478, 464 и 417 НВ. Увеличение содержания алюминия в данном случае приводит к снижению твердости чугуна. Железоалюминиевые карбиды имеют высокую твердость (700 НВ) и, располагаясь по границам кристаллов феррита, приводят к высокой твердости и хрупкости, механическая обработка таких чугунов возможна только при использовании специального инструмента. После эксплуатации твердость алюминиевых чугунов для составов № 1, 2, 3, 4, 5 и 6 составила соответственно 375 – 401, 375 – 409, 341 – 363, 131 – 140, 148 – 153 и 116 – 118 НВ. Высокотемпературная эксплуатация

приводит к осязательному снижению твердости алюминиевых чугунов.

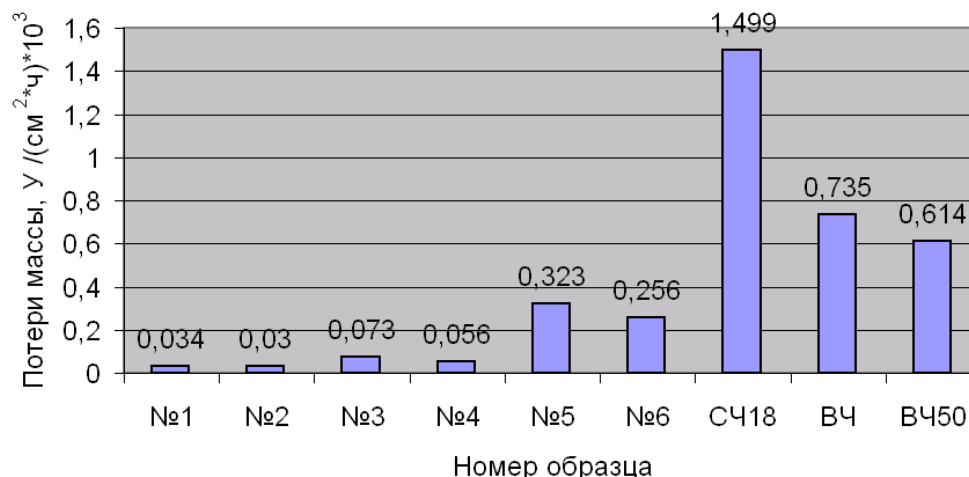


Рисунок 3 – Удельные потери массы образцов из алюминиевых чугунов и различных чугуновых секций ГСК (СЧ18 и ВЧ по данным [4])

Сравнительный анализ химического состава и микроструктуры исследуемых алюминиевых чугунов показывает, что для чугунов с содержанием $\text{Al} = 10,64 - 13,77 \%$ и $\text{C} = 1,64 - 2,06 \%$ без выделений графита характерны минимальные потери массы вследствие высокотемпературной коррозии в среде анодных газов электролизеров ЭкоСодерберг. Алюминиевые чугуны, содержащие $\text{Al} = 2,06 - 6,15 \%$ и $\text{C} = 2,78 - 3,08 \%$, имеющие в структуре выделения графита (№5 – структура чугуна имеет ферритную основу, графит имеет пластинчатое строение; №6 – структуру чугуна с хлопьевидным и вермикулярным графитом на феррито-перлитной основе, перлит преимущественно зернистый), имеют максимальные потери массы из исследуемых составов. Чугун с содержанием $\text{Al} = 3,06 \%$ и $\text{C} = 5,99 \%$ имеет потери массы близкие к чугунам составов №№ 1 – 3, в его структуре присутствуют грубые выделения графита.

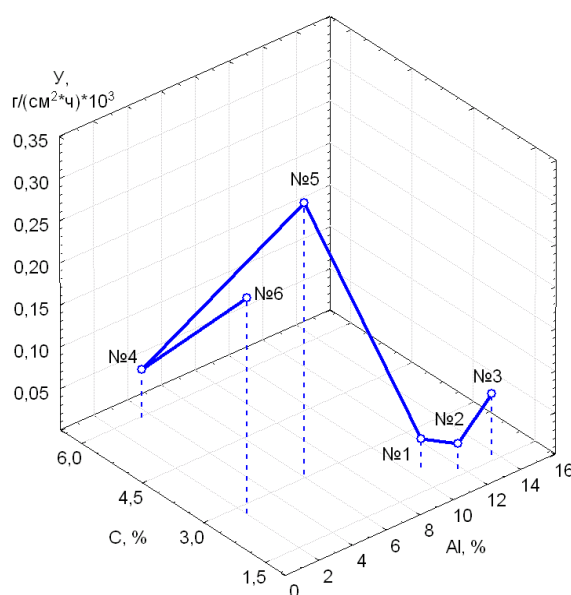


Рисунок 4 – Зависимость потери массы образцов от содержания углерода и алюминия в чугуне

Вывод: в результате проведенных исследований установлено, что алюминиевые чугуны с содержанием 2,06 – 13,77 % Al по сравнению с серым (СЧ18) и высокопрочными чугунами с шаровидным графитом (ВЧ, ВЧ50), имеют гораздо меньшие в 2 – 20 раз удельные потери массы вследствие высокотемпературной газовой коррозии. Наиболее рациональным с точки зрения минимизации коррозии можно считать содержание Al на уровне 7,5 – 9,0 %, при этом необходимо учитывать роль других элементов, в частности, углерода и структуры чугуна. Однако алюминиевые чугуны с таким содержанием алюминия имеют достаточно высокую твердость и не технологичны.

Библиографический список

1. Юрьев А.Б. Коррозия чугунных секций газосборного колокола электролизеров ЭкоСодерберг / Юрьев А.Б., Темлянцев М.В., Деев В.Б., Феоктистов А.В., Пинаев Е.А. // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2020. Т. 63. № 11-12. С. 883-890.
2. Пинаев Е.А. Исследование химического и фазового состава продуктов коррозии чугунных секций газосборного колокола алюминиевых электролизеров ЭкоСодерберг/ Пинаев Е.А., Темлянцев М.В., Темлянцева Е.Н., Кувшинникова Н.И. // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии. 2020. № 43. С. 144-151.
3. Пинаев Е.А. Повышение стойкости чугунных секций газосборных колоколов алюминиевых электролизеров ЭкоСодерберг на основе применения защитных покрытий / Пинаев Е.А., Темлянцев М.В., Темлянцева Е.Н., Кувшинникова Н.И. // Вестник Российской академии естественных наук. Западно-Сибирское отделение. 2020. № 23. С. 87-94.
4. Пинаев Е.А. Исследование влияния алюминия на коррозионную стойкость чугунов при эксплуатации в среде анодных газов электролизеров ЭкоСодерберг / Пинаев Е.А., Темлянцев М.В., Протопопов Е.В., Большаков Д.Г., Темлянцева Е.Н., Симачев А.С. // Вестник Российской академии естественных наук. Западно-Сибирское отделение. 2021. № 24. С. 116-121.
5. Малышев Г.П. Повышение эксплуатационной стойкости газосборных колоколов электролизных ванн с верхним токоподводом / Малышев Г.П., Волчок И.П. // Сб. науч.тр. «Металлургия». – Изд-во ЗГИА. 2005. Вып.12 С. 129-133.
6. Шиманский И.А. Повышение коррозионной стойкости литых чугунных изделий в условиях высокотемпературной газовой коррозии / Шиманский И.А. // Автореф. канд. дис. – Красноярск. 2012. – 22 с.

КИНЕТИКА ОБЕЗУГЛЕРОЖИВАНИЯ УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИХ СМОЛОСВЯЗАННЫХ ОГНЕУПОРОВ ДЛЯ ФУТЕРОВОК СТАЛЕРАЗЛИВОЧНЫХ КОВШЕЙ

Якушевич Н.Ф.¹, Запольская Е.М.¹, Темлянцев М.В.¹,
Протопопов Е.В.¹, Темлянцева Е.Н.¹, Приходько М.С.²

¹Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, uchebn_otdel@sibsiu.ru
²АО «ЕВРАЗ ЗСМК», г. Новокузнецк, Россия

Аннотация. Проведено исследование процессов окисления периклазо-углеродистых и алюмопериклазоуглеродистых ковшевых огнеупоров массового промышленного применения марок AMC 78-8/7HG, RI-MC175LC (фирма RI); MayCarb 284-AX (фирма MAYERTON). Исследование проведено с применением термогравиметрического анализа на дериватографе LABSYS evo TG DTA DSC 1600 при нагреве до температуры 1100 °C со скоростью 15 °C/мин. Установлено, что максимальная скорость окисления углерода во всех случаях достигается при температуре 700 – 750 °C. Следовательно, в целях реализации мало-обезуглероживающего первого разогрева ковша после ремонта для огнеупоров исследуемых марок рекомендуются температурные режимы, включающие низкотемпературные (до 500 °C) выдержки футеровки.

Ключевые слова: ковшевые огнеупоры, обезуглероживание.

KINETICS OF DECARBURIZATION OF CARBON-CONTAINING RESIN-BONDED REFRACTORIES FOR STEEL LADLE LININGS

Yakushevich N.F.¹, Zapolskaya E.M.¹, Temlyantsev M.V.¹,
Protopopov E.V.¹, Temlyantseva E.N.¹, Prikhodko M.S.²

¹Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, uchebn_otdel@sibsiu.ru
²EVRAZ ZSMK JSC, Novokuznetsk, Russia

Abstract. In this paper, the processes of decarburization of periclase-carbon and aluminum-periclase-carbon ladle refractories were investigated. The authors made mogravimetric analysis of periclase-carbon and aluminum-periclase-carbon non-ignited resin-bonded refractories of AMC 78-8/7HG, RI-MC175LC (RI); MayCarb 284-AX (MAYERTON) grades used in the execution of working layers of steel ladle linings. Thermogravimetric analysis of refractory samples was carried out on a LABSYS evo TG DTA DSC 1600 derivatograph when heated to a temperature of 1100 °C at a speed of 15 °C/min. The results of thermogravimetric analysis are presented in the form of derivatograms. It was established that the maximum rate of carbon oxidation in all cases is reached at a temperature of 700 – 750 °C. Therefore, in order to implement a low-carbonizing

first heating of the ladle after repair, temperature modes are recommended for refractories of the studied brands, including low-temperature (up to 500 °C) lining exposure.

Keywords: *steel ladle carbon-containing refractories, decarburization of lining.*

По данным международной ассоциации стали (World Steel Association, WSA) мировое производство стали в 2021 г. составило 1,95 млрд. т. Мощностями по ее производству располагают более 60 стран мира, при этом ежегодно наблюдается тенденция их увеличения. Производство стали характеризуется высокой ресурсо- и энергоемкостью, при этом одним из наиболее важных ресурсов, используемых в сталеплавильном производстве являются огнеупорные материалы. Характерно, что затраты на огнеупоры, применяемые в футеровке сталеразливочных ковшей, по оценке различных сталеплавильных компаний и предприятий производящих огнеупоры, составляют от 30 до 60 % от затрат всего сталеплавильного комплекса на огнеупоры основного состава.

Фактически вся сталь, выплавляемая в кислородных конвертерах, электродуговых и мартеновских сталеплавильных печах выпускается в сталеразливочные ковши, относящиеся к основному виду металлургического оборудования. Ранее сталеразливочные ковши применялись в качестве технологических емкостей, используемых для транспортировки и разлива расплава металла. В настоящее время, в условиях ужесточения требований к качеству и расширению марочного сортамента стали, металлургические ковши трансформировались в реакторы для внепечной обработки стали, микролегирования, рафинирования и вакуумирования расплава. Увеличение температур, продолжительности и степени агрессивности воздействия расплава металла и шлака привело к применению в футеровке рабочего слоя сталеразливочных ковшей высокоустойчивых безобжиговых углеродсодержащих (периклазоуглеродистых и алюмопериклазоуглеродистых) смолосвязанных огнеупоров. Одним из основных недостатков таких огнеупоров является окисление (обезуглероживание) углерода [1-4], входящего в их состав, при контакте с окислительными газами на стадиях разогрева футеровки и при транспортировании и внепечной обработке расплава. Выгорание в поверхностных слоях графита и углеродного каркаса огнеупора приводит к повышению пористости последнего, смачиванию расплавом и интенсивному износу футеровки. Наиболее интенсивно окислительные процессы протекают при первом разогреве новой футеровки, при этом глубина обезуглероженного слоя огнеупора может достигать 8 – 10 мм. Несовершенство существующих технологий разогрева футеровок сталеразливочных ковшей приводит к снижению их стойкости (еще до ввода в эксплуатацию) фактически на 5 – 10 %, повышает риск загрязнения расплава стали неметаллическими включениями футеровочного происхождения, снижению качества и повышению себестоимости производимой стали. В связи с этим разработка малообезуглероживающих ресурсосберегающих технологий разогрева углеродсодержащих футеровок сталеразливочных ковшей является актуальной научно-практической задачей, имеющей отраслевое значение.

В настоящей работе проведен термогравиметрический анализ периклазоуглеродистых и алюмопериклазоуглеродистых безобжиговых смолосвязанных огнеупоров, используемых при выполнении рабочих слоев футеровок сталеразливочных ковшей, марок: AMC 78-8/7HG, RI-MC175LC (фирма RI); MayCarb 284-AX (фирма MAYERTON) [5]. Химический состав представлен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав углеродсодержащих ковшевых огнеупоров

Химический элемент	Содержание, % (по массе), химического элемента в огнеупоре марки и область применения		
	AMC 78-8/7HG Стены	RI-MC175LC Шлаковый пояс	MayCarb 284-AX Шлаковый пояс
MgO	11,9	79,0	77,1
SiO ₂	5,0	2,0	3,1
CaO	0,6	1,7	1,0
Fe ₂ O ₃	2,2	1,5	0,7
C _{общ}	9,7	15,0	15,5
Al ₂ O ₃	72,1	4,0	2,6

Для определения наличия в составе огнеупоров антиоксидантов с применением рентгеновского дифрактометра XRD-6000 проведен рентгенофазовый анализ, который показал присутствие в образцах антиоксидантов алюминия, карбида кремния.

Введение в состав огнеупора антиоксидантов является одним из наиболее распространенных и широко используемых способов предотвращения окисления углерода в углеродсодержащих огнеупорах и футеровках на стадии разогрева [6-12]. Типичными антиоксидантами являются порошки металлов Si, Al, Mg, их соединения SiC, B₄C, Al₄SiC₄, Al₈B₄C₇, борсодержащие добавки (диборид титана, диборид магния, нитрид бора) и др., их эффект основан на связывании кислорода и предотвращения окисления им углерода огнеупора [6]. Антиоксиданты как правило эффективно действуют в определенном температурном интервале, так при температурах 400 – 800 °С диборид титана снижает окисляемость углерода, начиная с 500 – 700 и до 1000 °С металлический алюминий. При температуре, превышающей 1200 °С кремний снижает интенсивность обезуглероживания, при температуре свыше 800 °С начинается окисление карбида кремния, при этом величина антиокислительного действия добавки кремния и карбида кремния фактически одинаковы [7- 11].

Термогравиметрический анализ образцов огнеупоров выполняли в Центре коллективного пользования «Материаловедение» Сибирского государственного индустриального университета на дериватографе LABSYS evo TG DTA DSC 1600 при нагреве до 1100 °С со скоростью 15 °С/мин.

Результаты термогравиметрического анализа представлены на дериватограммах (рисунок а – нагрев в атмосфере кислорода, рисунок б – нагрев в атмосфере воздуха) [5]. Во всех случаях на дериватограммах проявляются три экзотермических эффекта А, В, С.

При нагреве в интервале температур 150 – 600 °С наблюдается доста-

точно мощный экзотермический эффект A , сопровождающийся увеличением массы анализируемого вещества на 2–3 %, который связан с окислением антиоксиданта (металлического порошкообразного алюминия), присутствующего в составе огнеупоров.

Второй, наиболее мощный экзотермический эффект B вызван реакцией окисления углерода скоксованного связующего материала и графита. В процессе нагревания исследуемых образцов в атмосфере кислорода происходит окисление углерода и частично летучих (часть летучих сгорает после их выделения в газовую фазу вне объема исследуемых образцов).

В интервале температур 400 – (900 ÷ 1000) °С для области $B' - B'''' - B''$ (АМС 78-8/7HG) или $B' - B - B'''$ (RI-MC175LC и MayCarb 284-AX) точки B'' и B''' находятся на скорректированной за счет уменьшения массы образца ноль-кривой.

Потеря массы от реакций окисления связующего и выделения летучих для образцов 1 и 2 (АМС 78-8/7HG) составляет 4 – 6 %, для образцов 3 – 6 (RI-MC175LC и MayCarb) фактически в три раза больше и составляет 13 – 17 %.

Тепловой эффект от реакций окисления для образцов огнеупоров марки АМС 78-8/7HG составляет по площади $B' - B'''' - B''$ порядка 876 тепловых единиц, для образца 3 (MayCarb 284-AX) – 1300 тепловых единиц, для образцов 4 – 6 – примерно 1700 единиц. Максимальное значение ΔH и, соответственно, максимальная скорость окисления во всех случаях наблюдается при температуре 700 °С.

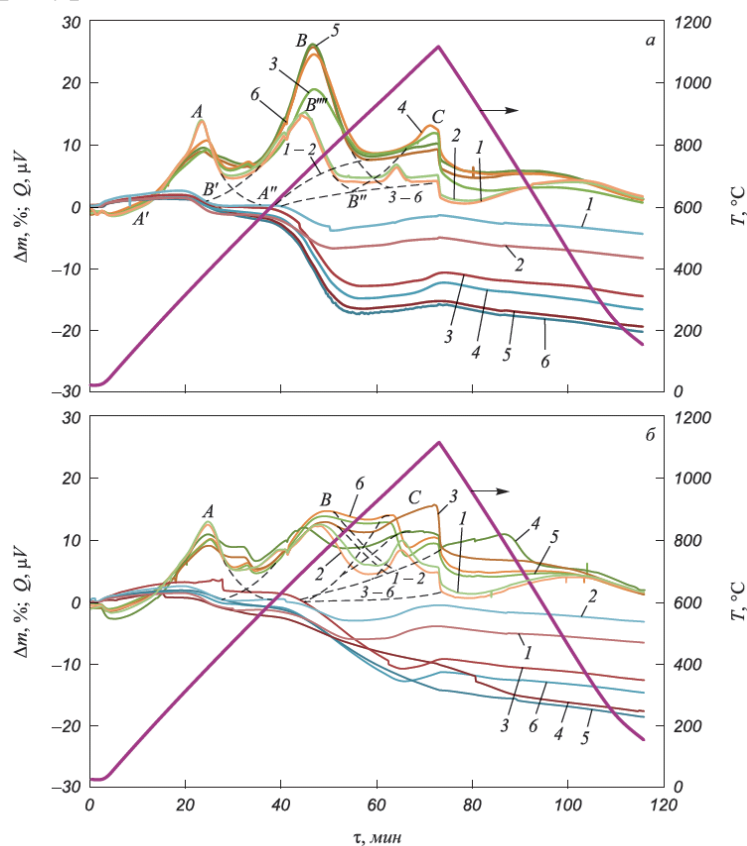


Рисунок 1 – Нагрев углеродсодержащих ковшевых огнеупоров в атмосфере кислорода (а) и на воздухе (б): 1 и 2 – огнеупор марки АМС 78-8/7HG; 3 и 6 – огнеупор марки MayCarb 284-AX; 4 и 5 – огнеупор марки RI-MC175LC [5]

Третий явный экзотермический эффект C , наблюдаемый при незначительном увеличении массы исследуемых материалов (1 – 2 %) в интервале температур 900 – 1000 °С, относится к реакции окисления антиоксиданта (карбида кремния).

Общая потеря массы исследуемых образцов составляет от 2 – 5 % (АМС 78-8/7HG) до 11 – 20 % (RI-MC175LC; MayCarb 284-AX).

При нагревании образцов в атмосфере воздуха качественная картина термогравиметрического анализа аналогична. Также просматриваются три экзотермических эффекта: от окисления алюминия (A), углерода (B) и карбида кремния (C). Поскольку парциальное давление кислорода в газовой фазе значительно ниже, реакции окисления протекают медленнее и заканчиваются при более высоких температурах.

В интервале температур 450 – 600 °С на экзотермический эффект реакции окисления алюминия A и сопряженный с ним эффект окисления углерода B практически на всех кривых $\Delta H = f(t)$ накладывается незначительный по величине ΔH эффект частичного окисления летучих D (D'), которое протекает практически без изменения массы материала Δm (составляет примерно ± 1 %, при нагревании в атмосфере кислорода этот эффект в очень малой степени проявился лишь на огнеупоре марки MayCarb 284-AX образце 1). Окисление углерода во всех случаях начинается при температуре 450 – 500 °С, заканчивается при 980 – 1000 °С для образцов 1 и 2 (АМС 78-8/7HG) и при 960 – 980 °С для образцов 3 – 6 (RI-MC175LC; MayCarb 284-AX), максимальная скорость окисления углерода во всех случаях достигается при температуре 700 – 750 °С.

Окисление карбида кремния (экзотермический эффект C) начинается при 950 – 1050 °С для огнеупора марки АМС 78-8/7HG и 800 – 950 °С для образцов 3 – 6 огнеупоров марки RI-MC175LC и MayCarb 284-AX (при нагревании в атмосфере кислорода соответственно при 900 °С (1, 2) и 800 – 850 °С). Процесс протекает с незначительным увеличением массы образца (1 – 2 %) и практически завершается при 1100 °С при нагревании в атмосфере кислорода, при нагревании на воздухе корректно судить о завершении процесса можно лишь для образцов 1 и 2 (АМС 78-8/7HG).

Вывод: В результате проведенного термогравиметрического анализа образцов углеродсодержащих огнеупоров марок АМС 78-8/7HG, RI-MC175LC, MayCarb 284-AX установлено, что алюмопериклазоуглеродистые огнеупоры АМС 78-8/7HG, применяемые для футеровки стен сталеразливочных ковшей, содержащие 9,7 % С, по сравнению с периклазоуглеродистыми RI-MC175LC и MayCarb 284-AX, применяемыми для футеровки шлакового пояса и содержащими 15,0 и 15,5 % С соответственно, характеризуются более высокой стойкостью к обезуглероживанию при нагреве до температур 1100 °С. Общая потеря массы исследуемых образцов составляет от 2 – 5 % (АМС 78-8/7HG) до 11 – 20 % (RI-MC175LC, MayCarb 284-AX). Окисление углерода, содержащегося в огнеупорах, начинается при температуре 450 – 500 °С, заканчивается при 980 – 1000 °С (МС 78-8/7HG) и при 960 – 980 °С (RI-MC175LC и MayCarb 284-AX). Максимальная скорость окисле-

ния углерода (обезуглероживания огнеупора) во всех случаях достигается при температуре 700 – 750 °С. В целях реализации малообезуглероживающего первого разогрева ковша после ремонта для огнеупоров исследуемых марок рекомендуются температурные режимы, включающие низкотемпературные (до 500 °С) выдержки футеровки.

Библиографический список

1. Темлянцев М.В., Матвеев М.В. Обезуглероживание периклазоуглеродистых огнеупоров при тепловой обработке футеровок сталеразливочных ковшей // *Металлург*. 2010. № 8. С. 60–62.
2. Темлянцев М.В., Матвеев М.В. Исследование обезуглероживания периклазоуглеродистых огнеупоров при разогреве футеровок сталеразливочных ковшей перед приемом расплава // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2010. Т. 53. № 10. С. 38–40.
3. Темлянцев М.В., Матвеев М.В., Темлянцева Е.Н. Исследование влияния различных факторов на обезуглероживание периклазоуглеродистых ковшовых огнеупоров // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2011. Т. 54. № 10. С. 32–36.
4. Протопопов Е.В., Темлянцев М.В., Запольская Е.М., Максакова К.Е., Дегтярь В.А. Исследование высокотемпературного обезуглероживания алюмопериклазоуглеродистых ковшевых огнеупоров // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2014. Т. 57. № 12. С. 24–28.
5. Якушевич Н.Ф., Запольская Е.М., Темлянцев М.В., Протопопов Е.В., Темлянцева Е.Н., Приходько М.С. / Исследование процессов обезуглероживания периклазоуглеродистых и алюмопериклазоуглеродистых ковшевых огнеупоров // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022. Т. 65. № 8. С. 555–562.
6. Рунгос В. Положительное влияние нанодобавок на термомеханические свойства огнеупоров $Al_2O_3 - C$ и $MgO - C$ / В. Рунгос, С.Г. Анезерис, Х. Берек, Э. Скиера, С. Томсер // *Новые огнеупоры*. 2013. №9. С. 24 – 36.
7. Кащеев И.Д. Свойства периклазоуглеродистых огнеупоров с добавками металлических порошков / И.Д. Кащеев, В.И. Сизов, О.А. Панин // *Огнеупоры*. - 1989. - № 8. - С. 7 - 9.
8. Очагова И.Г. Повышение стойкости к окислению высокоуглеродистых бетонов с применением смеси антиоксидантов / И.Г. Очагова // *Новости черной металлургии за рубежом*. - 2011. - №1. - С. 88 - 91.
9. Симонов К.В. Влияние антиокислительных добавок на свойства периклазоуглеродистых огнеупоров на нетоксичной связке / К.В. Симонов, В.Н. Коптелов, Г.В. Будрина [и др.] // *Огнеупоры*. - 1989. - № 10. - С. 32 - 34.
10. Да Сильвейра В. Коллоидная обработка антиоксидантов для манипулирования микроструктурой в $MgO-C$ -кирпиче / В. Да Сильвейра, Г. Фальк, Р. Клазен // *Огнеупоры и техническая керамика*. - 2010. - №10. - С. 32 - 41.
11. Кочубеев Ю.Н. Разработка оптимального состава шихты для периклазоуглеродистой футеровки сталеразливочных ковшей ЭСПЦ / Ю.Н. Кочубеев, Босякова Н.А., Неклюдова Ю.В. // *Вестник МГТУ им. Г.И. Носова*. – 2007. - №3. – С. 43 – 45.

12.Босякова Н.А. Алюмопериклазоуглеродистые огнеупоры производства ООО «Огнеупор» / Н.А. Босякова, С.А. Поморцев, Р.Г. Гизатуллин, Ю.Л. Клесов, С.В. Лаптов, И.Д. Кашеев, К.Г. Земляной // Новые огнеупоры. 2021. № 7. С. 10 – 13.

УДК 669

ОПТИМИЗАЦИЯ ЭНЕРГОТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО РЕЖИМА ВЫПЛАВКИ ФЕРРОСИЛИКОМАРГАНЦА

Павлов В.В., Романенко Ю.Е., Годик Л.А., Фейлер С.В., Фейлер Д.Т.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, feiler_sv@sibsiu.ru*

Аннотация. Рассмотрена возможность улучшения технико-экономических показателей производства ферросилиция марки ФС65 путем оптимизации энерготехнологического режима плавки. Опробован опытный электротехнологический режим работы при выплавке сплава ФС65. Отмечены положительные результаты работы печи: увеличение производительности печи, снижение удельного расхода электроэнергии и пылеобразования.

Ключевые слова: производство ферросилиция, технико-экономические показатели производства, энерготехнологический режим плавки

OPTIMIZATION OF THE ENERGY-TECHNOLOGICAL MODE OF FERRO-SILICONE-MANGANESE SELTING

Pavlov V.V., Romanenko YU.E., Godik L.A., Fejler S.V., Fejler D.T.

*Siberian state industrial university,
Novokuznetsk, Russia, feiler_sv@sibsiu.ru*

Abstract. The possibility of improving the technical and economic indicators of the production of ferrosilicon grade FS65 by optimizing the energy-technological mode of smelting is considered. An experimental electrotechnological operating mode was tested during smelting of the FS65 alloy. Positive results of the furnace operation were noted: an increase in the furnace productivity, a decrease in the specific energy consumption and dust generation.

Keywords: ferrosilicon production, technical and economic indicators of production, energy-technological mode of smelting.

При производстве ферросилиция в условиях печи РКО-9 было отмечено, что при уменьшении длительности плавки, но при незначительном снижении снимаемой мощности на плавку происходит улучшение технико-экономических показателей производства. Тем самым, оптимизируя энерготехнологический режим плавки, можно существенно улучшить технико-экономические показатели выплавки сплава.

Для анализа был определен экспериментальный энерготехнологического режим из соображений оптимального позиционирования электродов в печи по ходу плавки. После выпуска металла, период обработки колошника производят на пониженной мощности трансформатора. После выравнивания колошника электроды посажены глубоко и съём электроэнергии производить на максимальной активной мощности трансформатора. По мере наполнения колодцев жидким расплавом происходит подъём электродов и в этот период съём электроэнергии производят при более низкой активной мощности трансформатора.

Опытный режим плавки (от выпуска до выпуска), длительностью 3 часа (8 плавов в сутки), условно разделили на четыре стадии (I-IV). Стадия I – начало выпуска, характеризуется значением пониженной мощности и технологической операцией обработкой колошника. Стадия II, III – активная фаза введения максимально возможной мощности; стадия IV – подготовка к выпуску, таблица 1.

Таблица 1 – Опытный энерготехнологический режим работы печи

Стадия	I	II	III	IV	Σ
Полезная снимаемая мощность, МВт	9,5	10,0	9,5	8,5	9,3
Съём, МВт/час	7,04	5,0	4,75	11,0	28

Проверочный балансовый расчет среднесуточного производства за каждый период (до, опытный, после) производили на базе фактического производства по бригадам, исходя из средневзвешанной бригадной производительности в каждый период. Результаты расчет приведены в таблице 2. Видно, что расчетная и фактическая производительность отличаются не значительно.

Таблица 2 – Расчетное и фактическое суточное производство сплава по ходу эксперимента

Периоды выплавки		до	опытный	после
Производство, т/сут	расчет	28,84	32,24	30,1
	факт	28,6	31,7	29,36
Расхождение «расчет-факт», %		0,83	1,7	1,7

Незначительная ошибка в 1,7 % отн. позволяет в дальнейшем анализе принимать расчетные данные как достоверные.

На рисунке 1 представлено графическое изображение фактического энерготехнологического режима плавки по бригадам, для возможности визуального определения «почерка» ведения плавов разными бригадами.

По действующей технологии (до опытный период) можно выделить три фазы плавки:

1. Начало – загрузка шихты, обработка колошника, активная мощность трансформатора 8,2 – 8,6 МВт. Продолжительность периода составляет 0,4 – 0,6 часа.

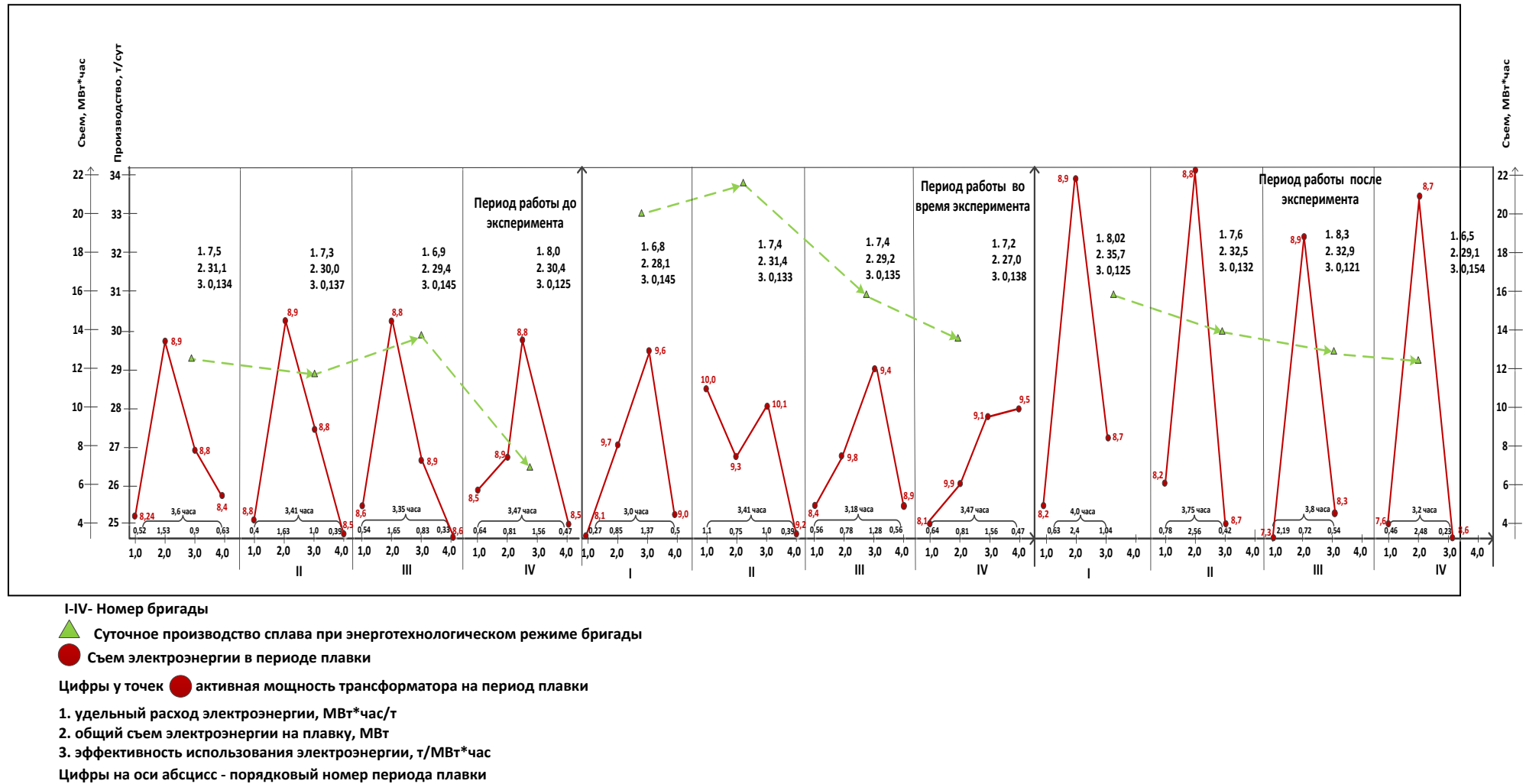


Рисунок 1 – Циклограмма энерготехнологической работы печи

2. Основной период – сьем заданной электроэнергии. Мощность трансформатора при этом составляет 8,8 – 8,9 МВт. Продолжительность периода- 2,4 – 2,6 часа.

3. Снижение мощности трансформатора в конце плавки перед выпуском до величин 8,4 – 8,6 МВт. Продолжительность периода составляет 0,3 – 0,6 часа.

В целом все бригады обеспечивают заданную технологию.

Учитывая вышеизложенное, на базе показателей работы бригад I – III можно стандартизировать параметры ведения плавки по действующей технологии (рисунок 2).

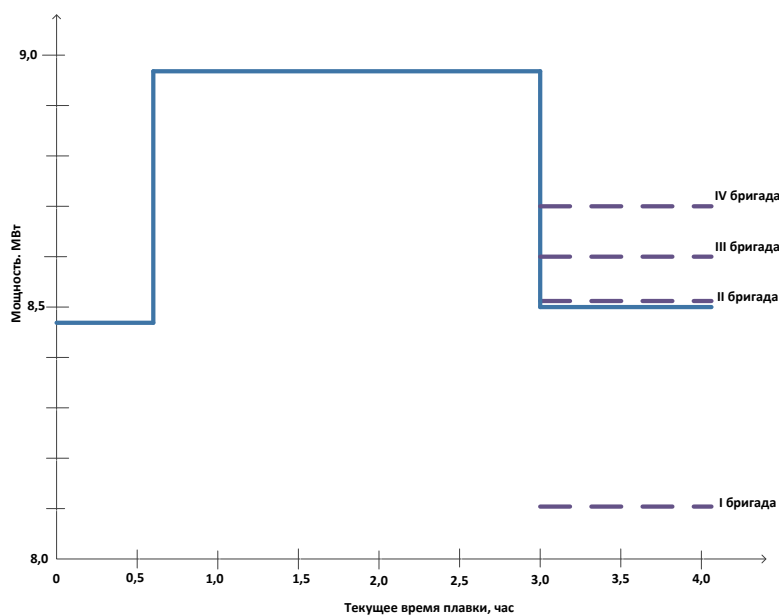


Рисунок 2 – Энерготехнологические параметры технологии до эксперимента

Работа печи в конце плавки на высокой мощности трансформатора, когда уровень жидкого сплава заполняет подэлектродные колодцы и, соответственно, приводит к поднятию электродов. Большая снимаемая активная мощность трансформатора в этот период усугубляет этот процесс. На третьей фазе плавки печь работает «верхом», что существенно снижает технико-экономические показатели плавки. Работа печи на третьей фазе плавки с активной мощностью трансформатора 8,4 МВт не приводит к существенному снижению технико-экономических показателей. Из стандартной диаграммы видно, что все бригады заканчивают 1 и 2 фазы плавки за три часа, и кто имеет меньший сьем электроэнергии в 3 фазу, имеет и лучшие показатели эффективности плавки (таблица 3).

Таким образом, представляется существенным влияние алгоритма распределения снимаемой мощности по ходу плавки. В период глубокой посадки необходимо сьем вести на высокой активной мощности трансформатора. Необходимо уменьшить продолжительность 1 фазы плавки до 0,3 – 0,4 часа и за счет этого увеличить эффективный период плавки.

Таблица 3 – Техничко-экономические показатели плавки действующей технологии

Показатель \ Бригада	I	II	III	IV
Доля сьема на 3 фазе % (мощность тр-ра)	17 (8,4)	11 (8,5)	9,5 (8,6)	13,5 (8,7)
Эффективность использования эл.эн., т/МВт*ч	0,134	0,137	0,145	0,125
Удельный расход эл.эн., МВт*ч/т	7,5	7,3	6,9	8,0
Суточное пр-во, т	29,1	28,9	29,8	26,5
Сьем. МВт*ч	31,1	30,0	29,4	30,4

Учитывая влияние сьема электроэнергии на производительность печи и на удельный расход электроэнергии (рисунок 3) установить норматив сьема на плавку 28 – 30 МВт*час.

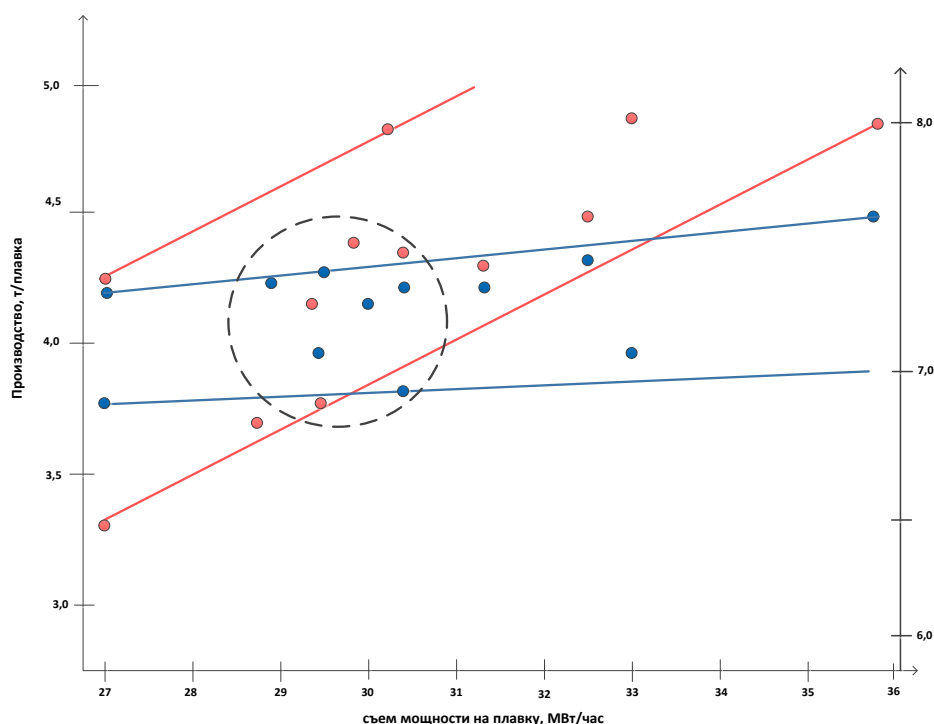
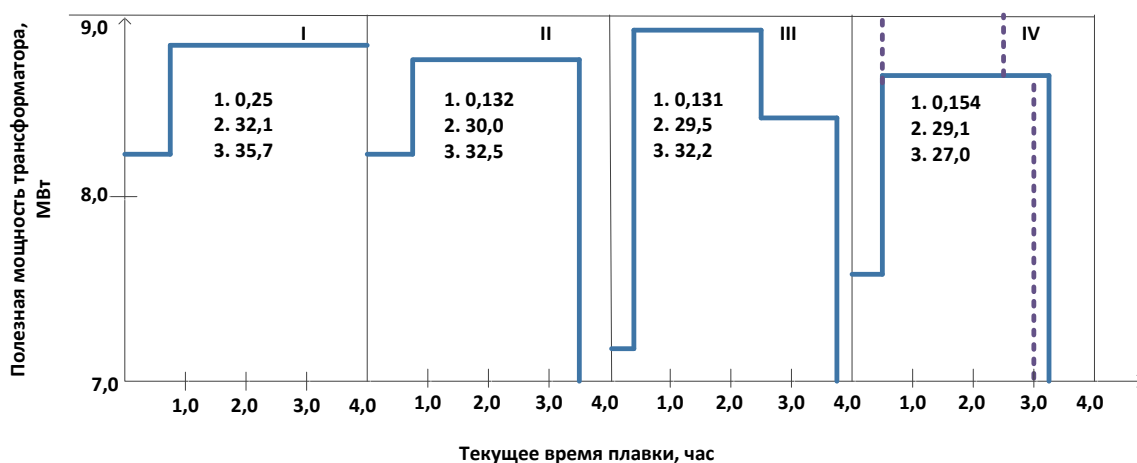


Рисунок 3 – Зависимость массы плавки (●) и удельного расхода электроэнергии (●) от сьема мощности на плавку

Большой размах значений удельного расхода электроэнергии и, соответственно, коэффициентов эффективности плавки связаны, как раз, с ее энерготехнологическим режимом.

На рисунке 4 приведены диаграммы энерготехнологического режима.



1 – коэффициент эффективности; 2 – суточное производство;
3 – съем электроэнергии на плавку

Рисунок 4 – Приведенные диаграммы энерготехнологического режима бригад в опытный период и после проведения эксперимента

В ходе опробования опытного электротехнологического режима в предложенном варианте при выплавке сплава ФС65 отмечены положительные результаты работы печи: увеличение производительности печи, снижение удельного расхода электроэнергии и пылеобразования. При изменении энерготехнологического режима, графически отображенного на рисунке 4 штрихпунктирной линией, возможно ожидать увеличения съема до 28,2 МВт*ч, а производство на уровне 33 – 34 т/сут. Таким образом, стандартизация энерготехнологического режима выплавки сплавов позволит существенно улучшить технико-экономические показатели работы печи.

Библиографический список

1. Воскобойников В.Г. Общая металлургия: учебник для вузов / В.Г. Воскобойников, В.А. Кудрин, А.Н. Якушев. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2005. – 768 с.
2. Роцин В.Е. Электрометаллургия и металлургия стали / В.Е. Роцин, А.В. Роцин. – Челябинск: ИЦ ЮУрГУ, 2013. – 569 с.
3. Электрические промышленные печи. Дуговые печи и установки специального нагрева / А.Д. Свенчанский [и др.]. – М.: Энергоиздат, 1981. – 293 с.
4. Справочник Производство ферросилиция / Ю.П. Снитко, С.С. Жиляков, Г.А. Чашин, В.Ф. Гуменный, В.Ф. Сорокин, Ю.П. Канаев, Э.И. Шкрабов, М.М. Долин. – Новокузнецк: Металлургическое предприятие, 2001 – С. 342–344.
5. Павлов В.В., Романенко Ю.Е. Анализ энерготехнологического режима при выплавке ферросилиция // В сборнике: Металлургия: технологии, инновации, качество. Труды XXI Международной научно-практической конференции. В 2-х частях. Под редакцией Е.В. Протопопова. – 2019. – С. 445-450.

РЕЦИКЛИНГ ПРОКАТНОЙ ОКАЛИНЫ В ПРОИЗВОДСТВЕ ЧЕРНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Годик Л.А., Фейлер С.В., Фейлер Д.Т., Романенко Ю.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, feiler_sv@sibsiu.ru*

Аннотация. Рассмотрены результаты опытно-промышленных исследований выплавки рельсовой стали при использовании в шихте железо-углеродсодержащих брикетов, основным компонентом которых является окалина прокатного производства. Определены технические показатели выплавки стали в дуговой сталеплавильной печи при замене твердого чугуна железно-углеродсодержащими брикетами.

Ключевые слова: сталь, прокатная окалина, дуговая сталеплавильная печь, чугун, железосодержащие отходы, брикетирование.

RECYCLING OF MILLING SCREW IN THE PRODUCTION OF FERROUS METALS AND ALLOYS

Godik L.A., Fejler S.V., Fejler D.T., Romanenko YU.E.

*Siberian state industrial university,
Novokuznetsk, Russia, feiler_sv@sibsiu.ru*

Abstract. The results of pilot industrial studies of rail steel smelting using iron-carbon briquettes in the charge, the main component of which is mill scale, are considered. The technical indicators of steel smelting in an arc steel furnace are determined when replacing solid cast iron with iron-carbon briquettes.

Keywords: steel, mill scale, arc steel-smelting furnace, cast iron, iron-containing waste, briquetting.

Возрастающее накопление техногенных отходов, повышение стоимости энергетических ресурсов и шихтовых материалов, ужесточение природоохранных нормативов приводят к необходимости разработки экономически выгодных и эффективных способов рециклинга различных железосодержащих отходов [1-3]. Одним из наиболее эффективных способов подготовки мелкодисперсных железосодержащих отходов металлургического производства к рециклингу является брикетирование [4-6].

Для оценки технологической эффективности возврата окалины прокатного производства в металлургический передел были проведены экспериментальные плавки рельсовой стали в дуговой сталеплавильной печи с использованием брикетов железо-углеродсодержащих (БЖУ). В качестве исходных материалов были использованы окалина прокатного производства с содержанием масла не более 1,0 %, антрацит с содержанием летучих не бо-

лее 5 % и золы – не более 8 %, связующий полимерный материал. Геометрические размеры брикетов - 70×70×40 мм.

При шихтовке опытных плавков количество брикетов в бадье изменяли от 3 до 11,2 т. На первом этапе опытно-промышленных исследований было проведено 6 плавков с использованием в завалке брикетов в количестве 3,0; 4,9; 5,2; 5,6; 8,0; 8,2 т. Сравнительный анализ результатов опытных плавков с плавками, проведенными по базовой технологии, показал, что средний расход электроэнергии на плавках с использованием железоуглеродистых брикетов увеличился на 5,7 %, при этом среднее количество металла, выпущенного из печи, как на опытных, так и на сравнительных плавках составило 114,5 т, средняя температура металла перед выпуском составила 1668 °С (на сравнительных плавках – 1670,5 °С), длительность работы под током – 40,1 мин (на сравнительных плавках – 38,9 мин). При повышении количества брикетов, подаваемых в завалку, наблюдается тенденция увеличения расхода электроэнергии на плавку (рисунок 1).

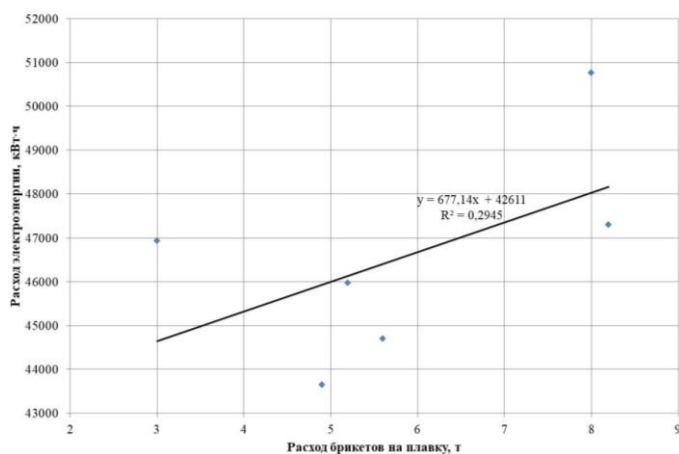
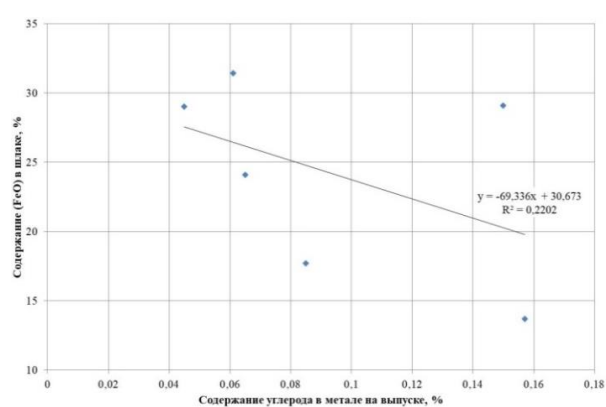
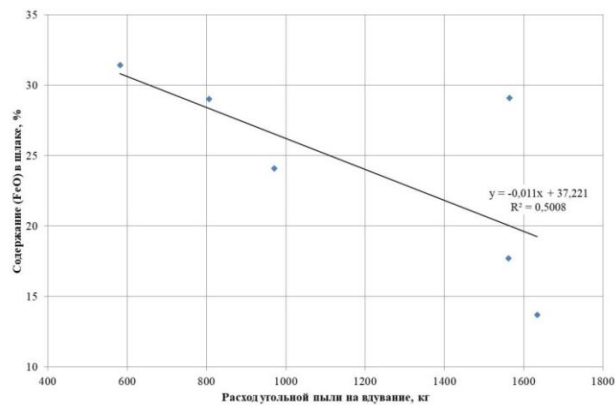


Рисунок 1 – Зависимость расхода электроэнергии от количества брикетов в завалке

Зависимости содержания (FeO) в шлаке от концентрации углерода в металле на выпуске и расхода угольной пыли представлено на рисунке 2.



а



б

Рисунок 2 – Зависимость содержания (FeO) в шлаке от содержания углерода в металле на выпуске (а) и расхода угольной пыли на вдувание (б)

Из графиков, представленных на рисунке 2, видно, что окисленность шлака снижается при увеличении расхода угольной пыли на вдувание и увеличении содержания углерода в металле на выпуске. При этом с увеличением расхода брикетов на плавку наблюдается снижение окисленности шлака (рисунк 3), что свидетельствует о протекании восстановительных реакций при взаимодействии оксидов железа с углеродсодержащими компонентами БЖУ.

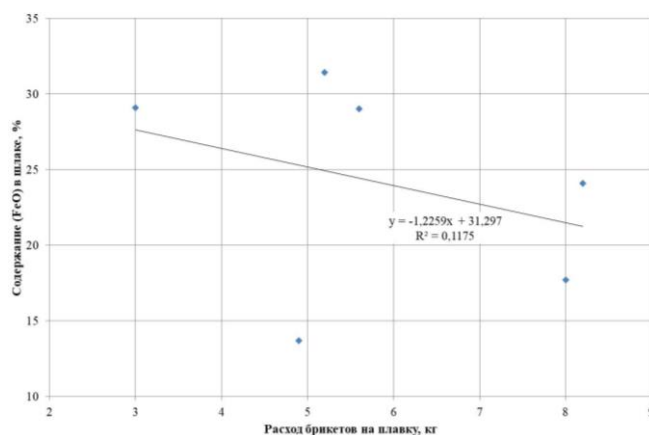


Рисунок 3 – Зависимость содержания (FeO) в шлаке от расхода брикетов на плавку

На втором этапе опытно-промышленных исследований производили снижение доли чугуна в шихтовке ДСП пропорционально увеличению расхода БЖУ в соотношении 1 к 2, т.е. производилась замена 1 т чугуна на 2 т БЖУ. Перед проведением опытных плавов, а также по их окончанию для расчета материального баланса был произведен выпуск металла из печи «насухо».

Технические показатели выплавки стали с использованием БЖУ и плавов сравнения из марок стали Э76ХФ представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Технические показатели выплавки стали в ДСП

Показатель	Единицы измерения	База сравнения	Плавки с БЖУ	Разница
Количество плавов		201	10	
Длительность плавки	мин.	62,04	65,27	+3,23
Длительность плавки под током	мин.	39,04	43,07	+4,03
Длительность плавки без простоев	мин.	53,92	57,57	+3,65
Длительность простоев	мин.	8,12	7,70	-0,42
Вес металлошихты (физ. вес)*	т	123,70	118,50	-8,04
Металлошихта (со снятием засоренности)*	т	122,17	117,53	-7,48
БЖУ	т	0,00	9,89	+9,89
Чугун твердый	т	26,44	20,19	-6,25
Вес жидкой стали без добавок	т	112,42	113,7	+1,28

Продолжение таблицы 1

Показатель	Единицы измерения	База сравнения	Плавки с БЖУ	Разница
Известь в ДСП	кг/т	40,11	39,29	-0,82
Кокс добавочный в ДСП	кг/т	13,84	16,32	+2,48
Мука известковая	кг/т	5,35	5,49	+0,14
Коксовая пыль	кг/т	7,81	8,76	+0,95
Электроды	кг/т	1,53	1,75	+0,22
Электроэнергия	кВт·ч/т	402,27	441,90	+39,63
Кислород	м ³ /т	41,32	46,95	+5,63
Природный газ	м ³ /т	4,98	5,48	+0,50
Температура последнего замера стали	°С	1668,50	1678,30	+9,80
С в первой пробе	%	0,2051	0,1448	-0,060
Мп в первой пробе	%	0,1705	0,1520	-0,018
Р в первой пробе	%	0,0107	0,0063	-0,004
С в последней пробе	%	0,1587	0,0901	-0,069
Мп в последней пробе	%	0,1733	0,1500	-0,023
Р в последней пробе	%	0,0094	0,0060	-0,003
* - показатели рассчитаны с учетом жидкого остатка в печи				

При проведении опытных плавков проводили дополнительные отборы проб шлака. Результаты химического анализа печного шлака опытных плавков с БЖУ представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Результаты химического анализа печного шлака опытных плавков с БЖУ

Номер плавки по порядку	Содержание в шлаке, %								Основность
	FeO	CaO	SiO ₂	MnO	MgO	S	Al ₂ O ₃	P ₂ O ₅	
1	17,3	40,8	17,9	5,9	7,6	0,23	5,0	0,71	2,3
2	28,9	38,2	15,0	4,9	5,3	0,20	3,8	0,67	2,6
3	28,9	39,1	15,2	4,8	5,1	0,29	4,5	0,65	2,6
4	25,7	38,1	18,2	5,2	5,9	0,40	4,3	0,56	2,1
5	37,0	36,7	13,0	4,7	4,5	0,29	3,0	0,59	2,8
6	24,7	42,6	15,2	4,8	5,0	0,43	3,8	0,54	2,8
7	26,9	42,0	14,7	4,9	4,8	0,35	3,8	0,61	2,9
8	22,3	43,7	15,3	5,5	4,6	0,34	3,9	0,64	2,9
9	26,5	42,3	12,9	5,4	4,0	0,25	3,2	0,63	3,3
10	22,1	44,7	14,4	4,9	5,2	0,36	3,9	0,60	3,1

Таким образом, по результатам выплавки опытных плавов с использованием БЖУ на плавках рельсовой стали получено изменение следующих технических показателей выплавки стали:

1. Увеличение длительности плавки - на 3,65 мин;
2. Увеличение длительности плавки под током – на 4,01 мин;
3. Увеличение расхода электроэнергии на 39,63 кВт·ч/т;
4. Увеличение расхода электродов 610 мм – на 0,22 кг/т;
5. Увеличение расхода кислорода – на 5,63 м³/т;
6. Увеличение расхода природного газа – на 0,5 м³/т;
7. Увеличение расхода коксовой пыли - на 0,95 кг/т;
8. Снижение расхода металлошихты - на 53 кг/т.

Библиографический список

1. Ровин Л.Е., Ровин С.Л. Рециклинг железосодержащих отходов // Литье и металлургия. – 2006. – № 2. – С. 159-164.
2. Ровин С.Л., Калиниченко А.С., Ровин Л.Е. Возвращение дисперсных металлоотходов в производство // Литье и металлургия. – 2019. – № 1. – С. 45-48.
3. Абрамов А.В. Оценка эффективности рециклинга // Научно-аналитический журнал «Вестник Санкт-Петербургского университета Государственной противопожарной службы МЧС России». – 2009. – С. 36-38.
4. Логинов Ю.Н., Бабайлов Н.А., Буркин С.П. Объемные деформации при валковом брикетировании отходов металлургического производства // Металлы. – 2000. – № 1. – С. 48.
5. Гоник И.Л., Лемякин В.П., Новицкий Н.А. Особенности применения брикетируемых железосодержащих отходов // Металлург. – 2011. – №5. – С. 25-27.
6. Носков В.А. Брикетирование как технология рециклирования мелкофракционных промышленных отходов // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 1998. – № 3. – С. 119-121.
7. Павлов В.В., Годик Л.А., Фейлер С.В., Израильский А.О. Применение железосодержащих отходов металлургического производства при выплавке рельсовой стали // В сборнике: Металлургия: технологии, инновации, качество. Труды XXI Международной научно-практической конференции. В 2-х частях. Под редакцией Е.В. Протопопова. – 2019. – С. 450-453.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО РАСПЛАВА В УСЛОВИЯХ
LD-КОНВЕРТИРОВАНИЯ В ДВУХ ПАРАЛЛЕЛЬНО РАБОТАЮЩИХ
БОЛЬШЕГРУЗНЫХ КОНВЕРТЕРАХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ
СТАТИСТИЧЕСКОГО МЕТОДА**

Бондар В.И.¹, Мельник С.Г.²

¹*Приазовский государственный технический университет,
г. Мариуполь, Россия, bbvvii.47@gmail.com*

²*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
г. Санкт-Петербург, melnik.sg@gmail.com*

***Аннотация.** Представлены результаты исследований физико – химических процессов производства стали в двух параллельно работающих LD – конвертерах. На основе данных о химическом составе и температуре металлического расплава, полученных в условиях кислородного конвертирования, с использованием пакета прикладных программ StatSoft Statistica 8.0 выполнен анализ значимости различия средних для конвертеров с верхней продувкой.*

***Ключевые слова:** LD – конвертер, технологические параметры, химический состав, температура, статистическая значимость, нормальность распределения, статистика, дисперсия.*

**RESEARCH OF PHYSICAL AND CHEMICAL PARAMETERS OF
METALLURGICAL FUSION IN THE CONDITIONS OF OXYGEN
FURNACE IN TWO IN PARALLEL WORKING HEAVY CONVERTERS
WITH THE USE OF STOCHASTIC METHOD**

Bondar V.I.¹, Melnik S.G.²

¹*Priazovsky State Technical University,
Mariupol, Russia, bbvvii.47@gmail.com*

²*Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University,
St. Petersburg, melnik.sg@gmail.com*

***Abstract.** The results of researches of physico are presented - chemical processes of steelmaking in two in parallel working LD - converters. On the basis of data about the chemical composition and temperature of metallic fusion, got in the conditions of the oxygen converting, with the use of application of StatSoft Statistica 8.0 package the analysis of meaningfulness of distinction is executed middle for converters with the overhead blowing out.*

***Keywords:** LD – converter, technological parameters, chemical composition, temperature, statistical significance, normal distribution, statistics, dispersion.*

Постановка задачи. При производстве стали в параллельно работающих LD – конвертерах, наблюдаются различия термодинамических и кинетических условий процесса окислительного рафинирования металлической ванны. По этой причине появляются и различия в значениях характеристик металлического расплава, приводящие к их различиям, например температуры расплава и его химического состава. Это приводит к различиям в протекании процессов окисления примесей и, как следствие, к дополнительным потерям ферросплавов и лигатур в дальнейшем. Поэтому появляется необходимость выбора соответствующего агрегата и технологии конвертирования с учетом планируемого сортамента.

При исследовании процессов окислительного рафинирования в большегрузных конвертерах, возникает необходимость оценки различия средних металлического расплава. Вместе с тем, для случая реальных физико-химических процессов в двух одновременно работающих большегрузных конвертерах, важна достоверность оценок при их сравнении. Последние существенно зависят от погрешности определения значений переменных. Поэтому для выявления значимости различия средних значений характеристик металлического расплава, производимого в двух параллельно работающих большегрузных конвертерах, использованы методы стохастического анализа.

Анализ последних исследований и публикаций. Современные научные исследования и производственная практика потребовали широкого применения математической статистики для анализа закономерностей массовых явлений во всех отраслях промышленности [1, 2].

Металлургическая промышленность несколько запоздала с внедрением методов математической статистики; в основном их стали применять в последние десятилетия. Впервые эти методы использовали для анализа производственного процесса. Задача применения методов математической статистики обосновывается еще и тем, что современное развитие металлургии достигло такой стадии, при котором невозможно ограничиться только качественным анализом. Последний необходимо дополнить количественным описанием процесса, которое позволит в совершенстве изучить его, а следовательно, и надежно управлять им. Эти обстоятельства являются одной из основных предпосылок для автоматизации металлургического производства.

Особого внимания в этой области заслуживают работы В.И. Кошелева, В.Н. Корнфельда, А.О. Войтова, Л.С. Штейнберга, в которых проводился анализ зависимостей между регулируемыми и регулируемыми факторами в различные периоды плавки в мартеновских печах [3].

В настоящее время большое внимание уделяют анализу распределения случайных переменных, статистическим оценкам и проверкам гипотез, корреляционному и регрессионному методам анализа а также некоторым другим методам статистической индукции [4- 6].

Цель статьи. Изучить значимость различия средних значений химического состава и температуры металлического расплава конвертерного

передела с использованием t - критерия для независимых выборок.

Изложение основного материала. Создание детерминированной модели кислородно – конвертерной плавки не представляется возможным вследствие термодинамической неустойчивости системы. Вследствие этого "судьбу" системы могут решать даже очень малые возмущения, часто выходящие за рамки экспериментального контроля [7]. Для систем, далеких от равновесия, в частности системы "кислородно-конвертерный передел", общие экстремальные принципы равновесной термодинамики не выполняются.

Весьма эффективным способом исследования неравновесных систем является стохастический (статистический) метод. Несмотря на его недостатки, он весьма эффективен в случае анализа процессов в отдельно взятом агрегате, например в кислородном конвертере и имеет широкие возможности.

Цель настоящей работы – исследование значимости различия средних химического состава и температуры металлического расплава, произведенного раздельно в двух 350-т конвертерах ПАО МК "Азовсталь", работающих в режиме кислородного конвертирования с верхним дутьем. В качестве метода проверки статистической гипотезы о равенстве средних двух выборок, использовались критерии параметрической и непараметрической статистики.

Как известно, статистической гипотезой называется любое предположение о виде или параметрах некоторого закона распределения. Проверяемую гипотезу обычно называют нулевой и обозначают H_0 . Наряду с нулевой гипотезой рассматривают альтернативную гипотезу H_1 , являющуюся логическим отрицанием H_0 .

Вероятность α совершить ошибку первого рода, то есть отвергнуть гипотезу H_0 , когда она верна, называется уровнем значимости критерия. Уровень значимости p – это максимально приемлемая для исследователя вероятность отклонить нулевую гипотезу, когда на самом деле она верна. Величина уровня значимости обычно выбирается равной 0,05. Если p меньше либо равно 0,05, то результат статистически значим; если p меньше или равен 0,01, то результат считался статистически высоко значимым. Для проведения статистического анализа использовался программный пакет STATISTICA 8.

Массивы данных, что анализировались, были представлены 88-ю плавками от первого конвертера (Конв_1) и 93-я плавками, полученными на втором (Конв_2) конвертере. Массивы переменных формировались с учетом того, что содержание углерода не превышало 0,07 % (масс.)¹, так как плавки с большим содержанием углерода подвергаются додувке. В качестве независимых переменных – предикторов, выбирались следующие: содержание углерода $[C]$, марганца $[Mn]$, фосфора $[P]$, серы $[S]$, активность кислорода $a_{[O]}$ и температура расплава $(T, ^\circ C)$. Вводилась также группирующая переменная, с помощью которой кодировались два состояния системы – Конв_1 и Конв_2 соответственно.

¹ Здесь и далее проценты массовые

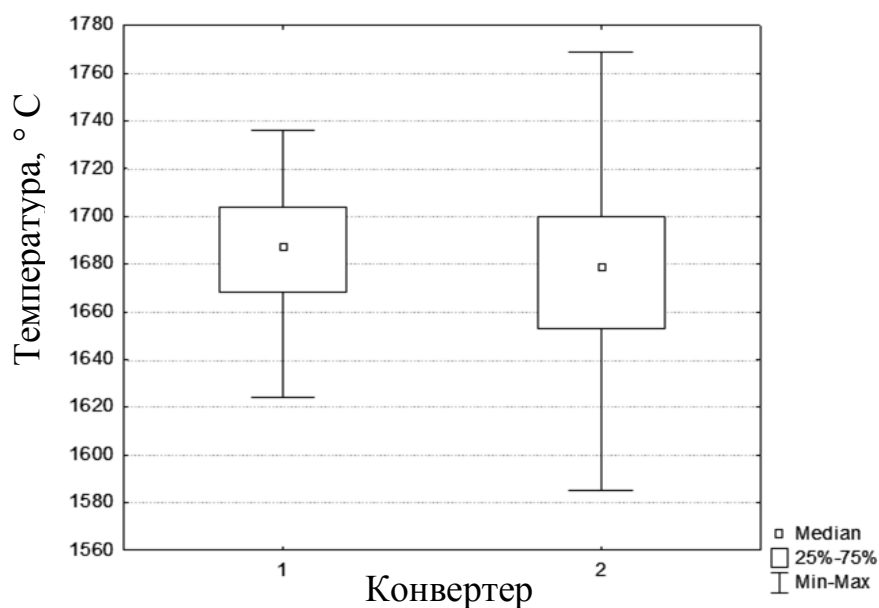


Рисунок 1 – Диаграмма размаха для переменной ($T, ^\circ\text{C}$) Конв_1 и Конв_2

На первом этапе анализа была реализована проверка соответствия распределения случайных величин массивов закону нормального распределения. Нормальность распределения переменной – это слишком жесткое требование, поэтому в работе ограничились построением диаграмм размаха (рисунок 1-6). Диаграммы размаха позволяют визуально судить о наличии или отсутствии симметричности в распределении каждой из переменной относительно ее медианы. Если симметричность распределения значений переменной относительно медианы подтверждается, то считается, что переменная распределена в соответствии с нормальным законом распределения.

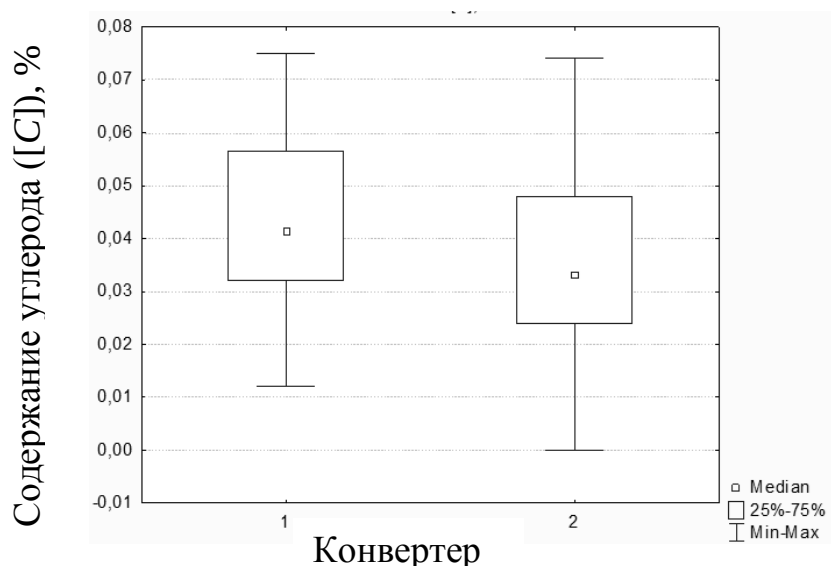


Рисунок 2 – Диаграмма размаха для переменной $[C]$ Конв_1 и Конв_2

Относительно переменных ($T, ^\circ\text{C}$), $[C]$, $[S]$ и $[P]$ можно утверждать, что для значений группирующей переменной "1" и "2", распределение их случайных значений может быть признанным соответствующим нормальному.

Диаграммы размаха переменных $[Mn]$ и $a[O]$ существенно отклоняются от нормального распределения: как для значения группирующей переменной "1", так и для значения "2", "хвосты" распределения значений этих переменных несимметричны относительно их медиан. В этой связи для дальнейшего анализа использование параметрических критериев для оценки значимости различия средних не представляется возможным.

Для случая соответствия распределения переменных нормальному распределению – это касается переменных $(T, ^\circ C)$, $[C]$, $[S]$ и $[P]$ вначале следует установить значимо или незначимо отличаются дисперсии каждой из переменных для значений "1" и "2" группирующей переменной. С этой целью использовалась статистика Левена. И, если устанавливается, что дисперсии переменных значимо не отличаются, делается вывод о различии средних переменной по величине уровня значимости p .

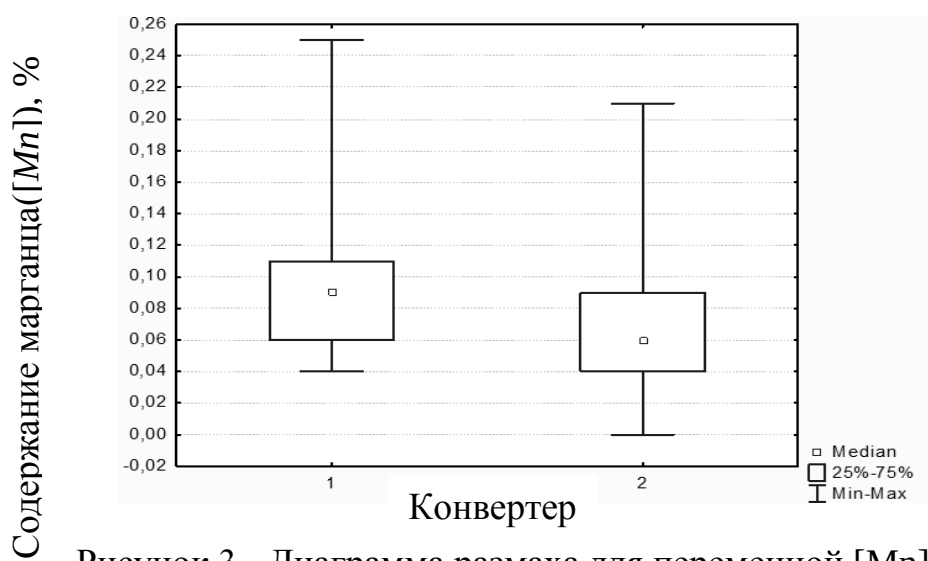


Рисунок 3 - Диаграмма размаха для переменной $[Mn]$

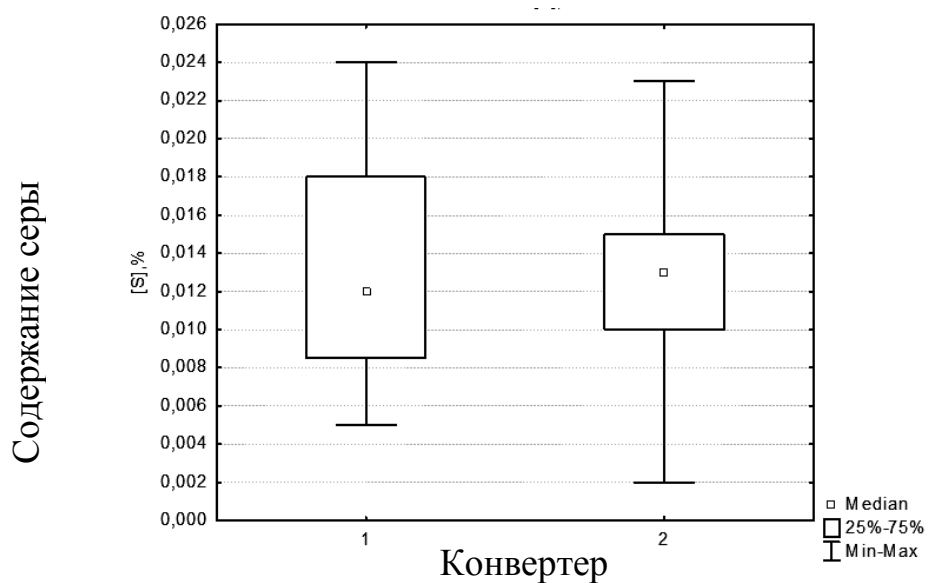


Рисунок 4 – Диаграмма размаха для переменной $[S]$ Конв_1 и Конв_2

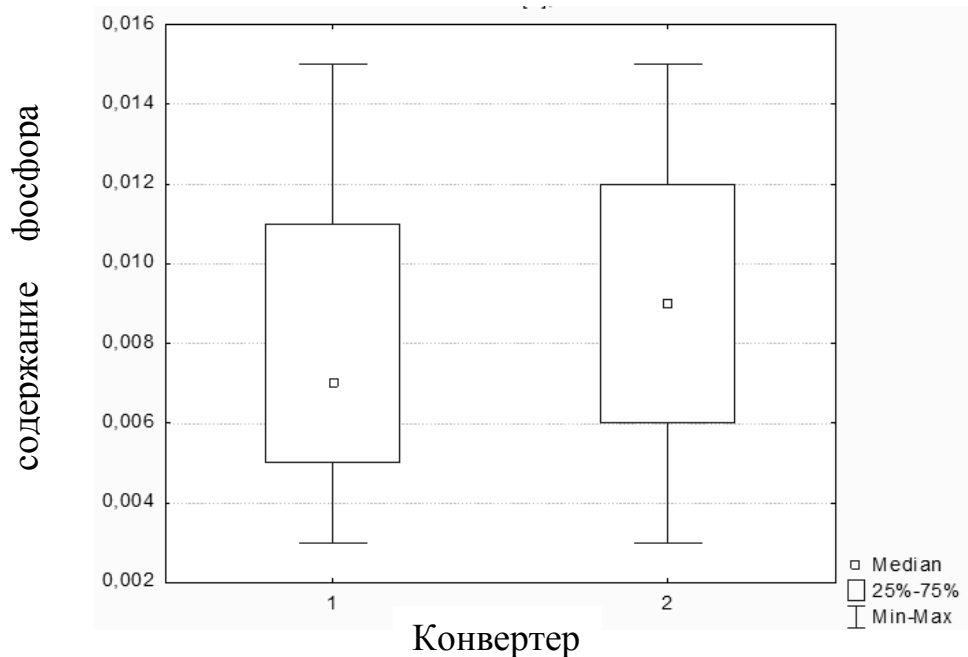


Рисунок 5 – Диаграмма размаха для переменной $[P]$ Конв_1 и Конв_2

Статистика Левена для переменной $(T, ^\circ\text{C})$ дает значение p – уровня, равное 0,0046, что менее 0,05. Поэтому можно утверждать, что дисперсии выборок в состоянии "1" и "2" существенно отличаются друг от друга. Это подтверждается и сравнением величин стандартного отклонения переменной $(T, ^\circ\text{C})$: для состояния группирующей переменной "1" оно равно 25,42, а для состояния "2" – 35,65.

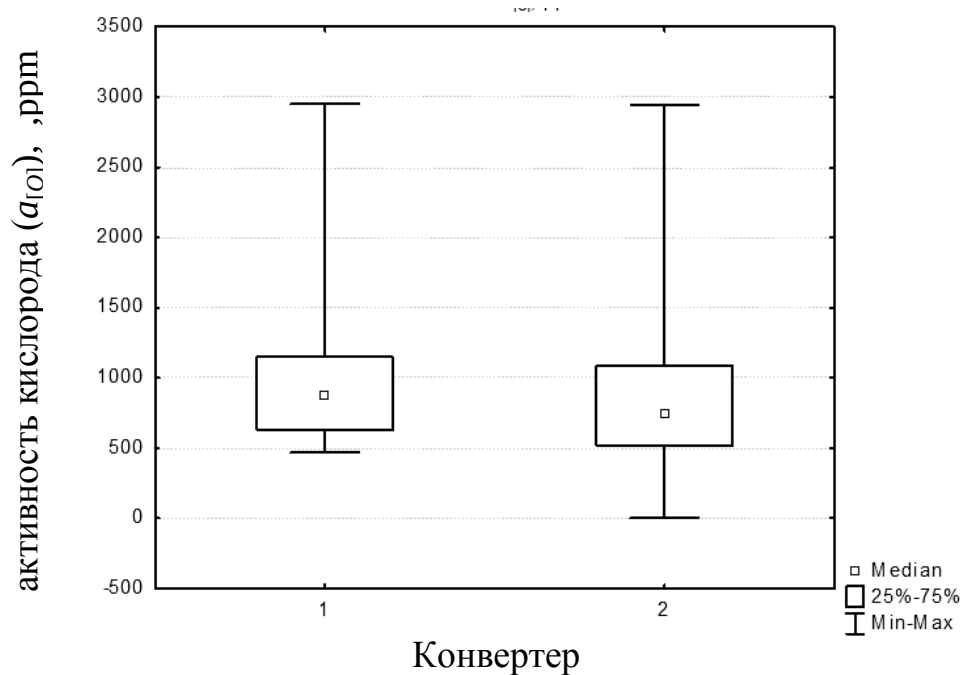


Рисунок 6 – Диаграмма размаха для переменной $a_{[O]}$ Конв_1 и Конв_2

Диаграмма размаха переменной $(T, ^\circ\text{C})$ – дополнительное тому подтверждение. Заслуга теста p – Левена в том, что отклонение дисперсий не является случайным (табл.1). Статистика Левена для переменной $[C]$ опре-

деляет, что дисперсии выборок для состояния "1" и "2" также значимо отличаются: значение p – уровня составляет 0,029, что менее 0,05.

Таблица 1– Значения критерия Левена

Переменная	Среднее арифмет. группы 1	Среднее арифмет. группы 2	p	Объем выборки группы 1	Объем выборки группы 2	Станд. отклон. группы 1	Станд. отклон. группы 2	p - Левена
($T, ^\circ\text{C}$)	1684,3	1676,7	0,1061	88	93	25,41986	35,65004	0,00462
[C]	0,0441	0,0366	0,0029	88	93	0,01447	0,018586	0,02908
[S]	0,0134	0,0128	0,4273	88	93	0,005204	0,005018	0,15304
[P]	0,0078	0,0085	0,1837	88	93	0,003292	0,003377	0,42021

Значение p – уровня статистики Левена для переменных [S]и [P] для состояния группирующей переменной "1" и "2" значимо не отличаются. Для переменной [S] расчетное значение p – уровня равно 0,153, что превышает 0,05. Для переменной [P] его значение равно 0,4202, что значительно превышает 0,05. В двух последних случаях можно делать вывод о значимости или незначимости различия средних. Значение p – уровня для средних значений переменной [S] составляет 0,4273, что больше, чем 0,05. Отсюда следует вывод о том, что средние значения обсуждаемой переменной значимо не отличаются: 0,0134 и 0,0128 % для состояний группирующей переменной "1" и "2" при величине стандартного отклонения 0,052 и 0,0050. Значение p – уровня для переменной [P] составляет как и в предыдущем случае величину, превышающую 0,05, а именно, p равно 0,1837. В этой связи корректен вывод о незначимости различия средних переменной для состояния "1" и "2": 0,0078 и 0,0085 % при значениях дисперсий 0,0032 и 0,0034. Таким образом, медианы переменных [S]и [P] признаются значимо не различающимися.

Для анализа значимости различий средних в случае существенного различия дисперсий – переменные ($T, ^\circ\text{C}$) и [C], использовался прием оценки t – критерия с раздельными оценками дисперсий. Относительно переменной [C] расчетное значение p – уровня составило величину 0,0029, что менее 0,05 (таблица 2). Следовательно, средние значения переменной [C] значимо отличаются друг от друга: 0,0441 против 0,0366 % при значениях дисперсий 0,0144 и 0,0186.

Таблица 2 – Значения t – критерия с раздельными оценками дисперсий

Переменная	Среднее арифмет. группы 1	Среднее арифмет. группы 2	p	Объем выборки группы 1	Объем выборки группы 2
($T, ^\circ\text{C}$)	1684,3	1676,8	0,1061	88	93
[C]	0,0441	0,036656	0,0029	88	93

Касательно переменной ($T, ^\circ\text{C}$), дисперсии которой для состояния "1" и "2" значимо отличаются друг от друга, расчетное значение p – уровня составило величину 0,1061 против 0,05. Следовательно, значение переменной

(Т, °С) для состояний "1" и "2" значимо не отличаются друг от друга, то есть значимого различия в средних 1684,3 и 1676,8 °С не существует.

Как уже упоминалось ранее, диаграммы размаха для переменных $[Mn]$, и особенно для $a_{[O]}$, существенно отличаются несимметричностью относительного среднего значения. Иначе говоря, распределение переменных $[Mn]$ и $a_{[O]}$ не может быть признанным соответствующим нормальному распределению как для значения "1", так и "2". Для анализа значимости различия переменных в подобных случаях, использовался аналог t – критерия, а именно непараметрический t – критерий – критерий Манна-Уитни (Mann-Whitney U-test). Для переменной $a_{[O]}$ уточненное расчетное значение p – уровня соответствует значению 0,082, что превышает 0,05 (табл.3).

Таблица 3 – Манна – Уитни тест (Mann-Whitney Test)

Переменная	Сумм.ранг. группы 1	Сумм.ранг. группы 2	U	Z	р-Левена	Z-уточненный	р-Левена	Объем выборки группы 1	Объем выборки группы 2
$[Mn]$	9167,50	7303,50	2932,5	3,2911	0,0010	3,3049	0,00095	88	93
$a_{[O]}$	8621,00	7850,00	3479,0	1,7399	0,0818	1,7400	0,0819	88	93

Таким образом, средние переменной $a_{[O]}$ для значений группирующих переменных "1" и "2" отличаются незначимо или значимое различие в значении переменной $a_{[O]}$ отсутствует. Значения средних составляет 920,48 и 842,74 ppm для значений группирующей переменной "1" и "2" соответственно. Расчетное значение p – уровня для критерия Mann-Whitney составляет 0,00098 для переменной $[Mn]$, распределение которой не соответствует нормальному. Выполнение условия $0,00098 < 0,05$, указывает на значимость различий средних переменной $[Mn]$. Значения средних для переменной составляет величины 0,0891 и 0,0697 для значений группирующей переменной "1" и "2" соответственно.

В заключение следует отметить, что оба конвертера по ряду характеристик металлического расплава – по-разному работающие агрегаты, независимо от среднестатистического состава шихтовых материалов, объема и чистоты кислорода, израсходованного на конвертирование и иные технологические характеристики плавки.

Углерод и марганец – окисляющиеся примеси металлического расплава и в заключительной стадии кислородного конвертирования окисление углерода сопровождается, как известно, окислением марганца [8]. Эта тенденция сохраняется для двух конвертеров, но эффективность обезуглероживания металлического расплава и окисление марганца, в нем содержащегося, для второго конвертера выше, чем для первого. Можно предположить, что снабжение расплава кислородом лучше во втором конвертере, чем в первом. Последнее предположение требует дополнительных исследований.

Выводы:

1. Установлены существенные различия в развитии физико-химических процессов производства стали в двух одинаковых и одновременно работающих агрегатах – большегрузных конвертерах. Для определения проявления этих различий, в частности в количественном их выражении, был проведен анализ результатов химического состава металлического расплава с привлечением методов статистического анализа и представленных в настоящей публикации.

2. Особенность рассмотренных процессов конвертирования заключается в том, что расчетным путем показано соответствие диаграмм размаха для переменных $((T, ^\circ\text{C}), [C], [S], [P])$, что отвечают распределению переменных в соответствии с законом нормального распределения. Вместе с тем распределение переменных $[Mn]$ и $[C]$, оцененное тем же способом, закону нормального распределения не соответствуют.

3. Установлено, что для переменных $(T, ^\circ\text{C})$ и $[C]$ гипотеза о равенстве дисперсий не может быть принята. Расчет сравнения средних проводился по методике значений t – критерия с отдельными оценками дисперсий. Результаты расчета показывают, что средние значения переменной $[C]$ значительно отличаются для расплавов обоих параллельно работающих конвертеров: 0,044 и 0,037 % соответственно. Средние значения переменной $(T, ^\circ\text{C})$ значительно не отличаются.

4. Критерий Манна-Уитни для случая применения метода непараметрической статистики к переменным $a_{[O]}$ и $[Mn]$, распределение которых не соответствует закону нормального распределения, указывает на отсутствие значимых различий в значениях средних для переменной $a_{[O]}$. Тем не менее, различия средних для переменной $[Mn]$ оказались значимыми и соответственно равными 0,0891 и 0,0697. Таким образом, расплав первого конвертера характеризуется большими значениями переменных $[Mn]$ и $[C]$, чем расплав второго, что предопределяет выбор агрегата для производства стали соответствующего сортамента и недопущение перерасхода ферросплавов и науглероживателей.

5. Гипотеза равенства дисперсий для распределения переменных $[P]$ и $[S]$ обоих металлических расплавов подтверждается: значения переменных принадлежат к одной и той же генеральной совокупности. Значения средних для этих переменных: 0,0079 и 0,0085 % для переменной $[P]$, а для переменной $[S]$ 0,0134 и 0,0128 % соответственно для первого и второго конвертеров и значимо не различаются.

Библиографический список

1. Кнотек М. Анализ металлургических процессов методами математической статистики / М. Кнотек, Р. Войта, И. Шефиц. – М.: Металлургия, 1968. – 212 с.

2. Пустыльник Е.И. Статистические методы анализа и обработки наблюдений / Е.И. Пустыльник. – М.: Наука, 1968. – 288с.

3. Ковшов В.Н. Постъановка инженерного эксперимента / В.Н. Ковшов. – Киев – Донецк: Вища школа. Головное изд-во, 1982. – 120с.

4. Корнеева А.А. Непараметрическое моделирование конвертерной плавки / А.А. Корнеева, М.Е. Корнет // Известия вузов. Черная металлургия. – 2013. – № 10. – С.24 – 28.

5. StatSoft. Inc. (2007). Электронный учебник по статистике: в 3 – х т. / Электронный ресурс // М.: StatSoft, 2007. – 2595 с. – (<http://www.StatSoft/home/textbook/default.htm>).

6. Халафян А.А. STATISTICA 6. Статистический анализ данных. 3 – е изд. Учебник / А.А. Халафян. – М.: ООО "Бином – Пресс", 2007. – 512с.

7. Боровиков В.А. STATISTICA. Искусство анализа данных на компьютере: Для профессионалов, 2 – изд. / В.А. Боровиков. – Питер, 2003. – 688с.

8. Меджибожский М.Я. Основы термодинамики и кинетики сталеплавильных процессов: Учеб. пособие для вузов / М.Я. Меджибожский. – Киев – Донецк : Вища школа. Головное изд-во, 1979. – 280с.

УДК 669.18:666.76

ФУТЕРОВКА СТАЛЕРАЗЛИВОЧНЫХ КОВШЕЙ И ТРЕБОВАНИЯ, ПРЕДЪЯВЛЯЕМЫЕ К ОГНЕУПОРНЫМ МАТЕРИАЛАМ И УСЛОВИЯМ ИХ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Плохих П.А., Алексеева В.А., Вожол Н.А., Плохих П.А.

*Приазовский государственный технический университет,
г. Мариуполь, Россия*

ЧАО МК “Азовсталь”, г. Мариуполь, Россия, aveni0333@gmail.com

Представлен анализ существующих способов внепечной обработки металла в зависимости от назначения стали и влияния их на стойкость футеровки сталеразливочных ковшей. Показан положительный опыт сотрудников ККЦ МК “Азовсталь” в этом направлении.

***Ключевые слова:** футеровка, сталеразливочный ковш, огнеупоры, сталь, шлак, внепечная обработка.*

LADLE LINING AND REQUIREMENTS FOR REFRACTORY MATERIALS AND THEIR OPERATING CONDITIONS

Plokhikh P.A., Alekseeva V.A., Vozhol N.A., Plokhikh P.A.

*Azov State Technical University,
Mariupol, Russia*

PJSC MK “Azovstal”, Mariupol, Russia, aveni0333@gmail.com

***Abstract.** An analysis of the existing methods of out-of-furnace metal processing is presented, depending on the purpose of the steel and their influence on the durability of the lining of steel-pouring ladles. The positive experience of the*

employees in the top-blown oxygen vessel plant of Azovstal iron and steel works in this direction is shown.

Keywords: *lining, steel-pouring ladle, refractories, steel, slag, out-of-furnace processing.*

В последние десятилетия в отечественной и зарубежной металлургии развиваются прогрессивные новые направления внепечной обработки стали в ковшах (ковшевая металлургия) и непрерывная разливка на машинах непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) [1-2]. Различные виды внепечной вторичной обработки и доводки стали непосредственно в ковше или специальных установках с последующей непрерывной разливкой на МНЛЗ обеспечивают высокий уровень качества сталей. Доля внепечной обработки и непрерывной разливки в общем объеме производства стали непрерывно возрастает. В передовых промышленных странах доля непрерывной разливки составляет более 90 %. Непрерывная разливка обеспечивает выход годного металла на уровне 96-98 %.

Выплавляемая сталь в конвертерах, электродуговых, индукционных и мартеновских печах подвергается внепечной обработке с целью повышения ее качества [3-4]. Ковшевая металлургия включает способы продувки стали инертными газами, порошками, вакуумирования, дегазации, десульфурации, обезуглероживания, дефосфорации, раскисления и легирования [5]. Для различных химических составов сталей используют разнообразные металлургические процессы обработки, в частности, при производстве низколегированных сталей проводят десульфурацию, легирование, применяют доводку путем вдувания инертных газов, порошков (TN-процесс). При производстве конструкционных, инструментальных сталей применяют вакуумную дегазацию металла с продувкой аргоном (VAD-процесс). Вакуумно-кислородное обезуглероживание используют при производстве высоколегированных нержавеющей и жаростойких сталей (VOD-процесс). В условиях типа пещ-ковш подвергают обработке металл путем вакуумной дегазации, обезуглероживания, легирования с применением электродугового или индукционного перемешивания с целью получения низкоуглеродистых сталей (процессы ASEA – SKF, FINKL, LF, STEIN, HEEURTEY). В ковшевой металлургии также широко используют процессы вакуумно-кислородного рафинирования (VOR), азотно-кислородного обезуглероживания (AOD), вакуумно-дугового переплава (VAR), электрошлакового переплава (ESR), циркуляционного вакуумирования (RH). Комплексную внепечную обработку, включая продувку инертными газами, порошковыми реагентами, вакуумирование, электроподогрев и электромагнитное перемешивание, проводят в специальных агрегатах комплексной обработки стали (АКОС) [6].

В условиях традиционной металлургии доводку, рафинирование и другие металлургические процессы проводят в плавильных агрегатах. При этом сталеразливочные ковши служат для приема, транспортирования и разливки в изложницы или на МНЛЗ. Для футеровки ковшей используют штучные шамотные кирпичи или монолитные кварцеглинистые массы. Шамотные

футеровки служат 10 – 19 плавов, удельный расход огнеупоров составляет 5 – 12 кг/т стали. Монолитные футеровки из кремнеземистых масс имеют стойкость 10 – 20 плавов, удельный расход их достигает 2 – 4 кг/т. Традиционные футеровки имеют существенные недостатки, в том числе сравнительно низкую стойкость, высокую теплопроводность, значительные тепловые потери, большой объем ручного труда. В таких сталеразливочных ковшах с учетом ввода в них легирующих добавок и продувки инертным газом стойкость алюмосиликатных и кремнеземистых кирпичей, а также кислых набивных и пескометных масс может быть увеличена за счет добавок (Al_2O_3 , SiO_2) в огнеупор. Традиционные составы огнеупоров, способы изготовления футеровок не соответствуют современным требованиям ковшевой металлургии и не обеспечивают получение стали высокого качества.

Внедрение ковшевой металлургии превращает сталеразливочные ковши в реакторы, которые служат не только для транспортирования и разливки стали, но и для освоения новых технологий, включая рафинирование (вакуумирование), легирование, раскисление, дегазацию и получение высококачественных сталей с заданными специальными свойствами. В ковшах-реакторах изменяются условия службы огнеупорной футеровки. Увеличивается длительность пребывания металла в ковше с учетом времени его вторичной внепечной обработки, возникает необходимость повышения температуры стали на выпуске из сталеплавильного агрегата или за счет подогрева в ковше.

Технологические процессы в ковшах интенсифицируются за счет применения кислорода, вакуумирования, организации перемешивания при продувке газами, порошками, специальными мешалками и электромагнитными устройствами. Активизируются физико-химические процессы взаимодействия между жидким металлом, кладкой и основными плавильными и синтетическими шлаками. Все это влияет на износ футеровки и способствует снижению стойкости. В связи с усложнением технологических процессов требования к составу, качеству ковшевых огнеупоров возрастают. С учетом химического состава сталей, способов вторичной обработки выбирают огнеупоры и виды футеровок [7, 8].

При выборе огнеупоров для агрегатов внепечной обработки стали необходимо учитывать безопасность технологии, сложность физико-химических процессов и их термодинамический анализ, соблюдать закон ответственности термодинамических уровней окружающей среды и огнеупоров, а также учитывать экологические требования и заводские затраты на исходные материалы, изготовление и энергию.

В выборе ковшевых огнеупоров преобладают общие тенденции использования основных, нейтральных, бескислородных и композиционных материалов. Особенно широко используются более стойкие периклазовые, высокоглиноземистые огнеупоры и их модификации. Высокоглиноземистые огнеупоры сравнительно дорогие, поэтому в современной ковшевой металлургии происходит ориентация на основные огнеупоры с использованием периклаза, доломита и на различные композиционные материалы с легиру-

ющими и армирующими компонентами. Применение периклазоизвестковых, известковопериклазовых (доломитовых) огнеупоров позволяет снизить экономические затраты при повышении износоустойчивости в 1,5 раза. Раширяется применение углеродсодержащих огнеупоров как более шлако- и металлотермостойких при высокотемпературных условиях службы. Использование периклазоуглеродистых изделий в ковшах для МНЛЗ позволяет повысить стойкость футеровок до 50 – 100 наливов и снизить удельный расход огнеупоров до 4 – 5 кг/т стали. Современный научно-технический прогресс в технологии огнеупоров для ковшей-реакторов связан с использованием природного сырья (доломитов, магнезитов, бокситов, оливинов, мела, корунда, графита и др.), а также с расширением применения искусственных материалов и продуктов обогащения на основе оксидных и бескислородных соединений.

К огнеупорам нового поколения относят синтез-системы на базе оксидов, оксидно-бескислородных и бескислородных материалов. Огнеупоры системы $\text{MgO-CaO-ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-C}$ включают периклазные (MgO), периклазоизвестковые (MgO-CaO), известковопериклазные (CaO-MgO), периклазоизвестковоциркониевые (MgO-CaO-ZrO_2), известковые (CaO), шпинельные (74 % Al_2O_3 , 23 % CaO), периклазошпинельные ($\text{MgO-Al}_2\text{O}_3$), шпинелькорундовые ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-C}$) с добавками легирующего углерода или без углерода (графита), периклазоуглеродные (MgO-C), периклазошпинельуглеродные ($\text{MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-C}$) и др.

В огнеупоры системы $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-SiC}$ входят высокоглиноземистые ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$), корундовые ($\text{Al}_2\text{O}_3 > 90\%$), корундоуглеродные ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-C}$), муллитокорундовые ($3\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$), муллитокорундоуглеродные ($3\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-C}$), муллитовые ($3\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2$), муллитоуглеродные ($3\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2\text{-C}$) и др.

В огнеупоры системы $\text{SiO}_2\text{-SiC-Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2\text{-C}$ включают кварцевые ($\geq 97\% \text{ SiO}_2$), высококремнеземистые ($\geq 93\% \text{ SiO}_2$), кремнеземистые (80-93 % SiO_2), кремнеземкарбидкремнийные ($\text{SiO}_2\text{-SiC}$), корундоцирконные ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$), цирконные ($\geq 50\% \text{ ZrO}_2$, $\geq 25\% \text{ SiO}_2$), цирконуглеродные (35 % ZrO_2 , 5-20 % C), цирконосодержащие ($\geq 30\% \text{ ZrO}_2$, $\geq 30\% \text{ SiO}_2$) и др.

При внедрении внепечной обработки сталей возрастает востребованность ковшевых огнеупоров на основе рассмотренных оксидов, а также их модификаций, содержащих углерод. Бескислородные (боридные, углеродистые, карбидные, нитридные, силицидные), оксидно-бескислородные (оксидокарбидные, оксидонитридные, сиалонные и др.) огнеупоры представляют собой соединения элементов III – VI групп периодической системы Д. И. Менделеева. В ковшевой металлургии их применение расширяется, но с учетом сравнительно высокой стоимости пока указанные огнеупоры используют в качестве добавок, связок в отдельных элементах конструкций, покрытиях, обмазках, пропитках.

Все дело в том, что условия службы ковшевых огнеупоров сильно разнятся в зависимости от технологии выплавки и доводки стали, от марочного состава стали и шлака, способов разлива, назначения ковшей (только для

разливки, внепечной обработки, для непрерывной разливки). Даже в одном ковше для отдельных элементов условия службы неодинаковые, например, износ футеровки по высоте ковша увеличивается по мере приближения к днищу.

В процессе наполнения, выдержки, выпуска, внепечной обработки огнеупоры подвержены воздействию изменяющихся высоких температур стали и шлака, резким тепловым ударам, химическому воздействию расплавов металла, шлака и продуктов раскисления.

Интенсивность износа и стойкость футеровки изменяются в широких пределах и зависят от совместного воздействия таких факторов, как химический состав сталей, шлаков, химико-минералогический состав и свойства огнеупоров, температура расплава и футеровки, масса расплава, длительность пребывания расплава в ковше, от способа внепечной обработки, организационных режимов эксплуатации ковшей и др.

Тепловая работа футеровки ковшей происходит в условиях периодически изменяющихся температурных режимов с большими амплитудами колебаний в зависимости от сталеплавильного агрегата, внепечной обработки, технологии разливки, марочного состава сталей и других факторов. Температура стали в ковше изменяется в интервале 1530 – 1700 °С и более.

Перед разливкой ковши предварительно разогревают до 900 – 1100 °С и в процессе эксплуатации не допускают снижения температуры футеровки ниже 800 – 900 °С путем подогрева горелками использования футерованных крышек. Стойкость футеровки в условиях горячей эксплуатации ковшей на отечественных заводах достигает 40-80 плавов, а по зарубежным сведениям – до 140 плавов [9 – 11]. После слива стали при охлаждении футеровки на воздухе, струей воздуха, с помощью воды или воздушно-водяной эмульсией перепад температур между футеровкой и охлаждающей средой достигает больших величин: 1400 – 1500 °С. Внешний температурный напор формирует в рабочем слое футеровки внутреннюю температурную неравномерность (разность), которая сопровождается возникновением термических напряжений различного знака (растягивающих, сжимающих). Для огнеупорных материалов особенно опасны растягивающие напряжения, которые приводят к растрескиванию футеровки. Таким образом, на этапах наполнения и охлаждения футеровка ковшей подвергается периодическим интенсивным тепловым ударам, способствующим её разрушению. При этом, чем выше температура разливаемой стали, тем интенсивнее износ футеровки путем отрыва (растрескивания), тем больше активизируется воздействие других разрушающих факторов, возрастает коррозия огнеупоров при химическом взаимодействии компонентов состава внутри слоёв, между слоями, а также со сталью и шлаком: повышается жидкотекучесть стали и шлака, возрастает при этом эрозия футеровки и насыщение ее поверхностных слоев толщиной 1 – 3 мм шлаками: ошлакованная футеровка становится чувствительной к растрескиванию при тепловых ударах.

В период выдержки и разливки большое влияние на стойкость футеровки в ковшах оказывает химический состав стали и шлака, а также их фи-

зическое состояние (температура, вязкость). Наиболее агрессивными шлаками являются те, которые содержат оксиды марганца и железа (Mn, FeO). Количество оксида марганца достигает 8 – 13 %, а оксида железа – 15 – 20 %. Оксиды образуют низкотемпературные эвтектики с кремнеземом, глинозёмом футеровки с низкой температурой плавления, растворяя огнеупоры. Наличие оксида кальция (CaO) в шлаке способствует растворению огнеупора. Уменьшение содержания оксидов железа и основности шлака понижает реакционную способность по отношению к полукислой и шамотной футеровке. Но повышение основности шлака ведет к увеличению жидкотекучести и, следовательно, к насыщению шлаком поверхностного слоя, что способствует износу. Активность химического реагирования шлака с футеровкой по ходу разливки ослабляется с понижением температуры, так как шлак становится более вязким. Однако координирующее действие шлака на размягченную футеровку сохраняется, и износ футеровки к днищу ковша увеличивается.

В условиях наполнения, разливки, колебаний при транспортировании ковшей движение металла и шлака вызывает эрозию футеровки, особенно проявляющуюся при продувке ковшей нейтральными газами и при вакуумировании стали. В наполненных ковшах футеровка подвергается ферростатическому давлению стали и шлака, что интенсифицирует проникновение расплавов в трещины, швы, в поры огнеупоров и способствует износу. В период разливки и охлаждения ковшей состав и свойства огнеупоров футеровки оказывают непосредственное влияние на износ. Так, склонность огнеупоров к настylieобразованию и соответствующие температурные условия приводят к налипанию расплава на футеровку, к затягиванию сталеразливочных стаканов. Механическое или термическое удаление настyleй приводит к механическому износу футеровки. Если растворение, разъедание футеровки уменьшает толщину стенок и увеличивает емкость, то образование настyleй и разбухание кладки вследствие её пропитывания (насыщения) расплавом, наоборот, уменьшает и полезную ёмкость ковша, и начальные рабочие свойства огнеупоров. Скорость охлаждения стали и шлака в ковшах при разливке должна быть такой, чтобы обеспечить жидкотекучесть расплава с минимальным настylieобразованием. Износ футеровки находится в прямой зависимости от продолжительности пребывания стали и шлака в ковше, которая зависит от времени наполнения, выдержки металла в ковше, внепечной обработки, способа разливки и колеблется в пределах от 30 до 300 минут. Рациональное ускорение на всех этапах способствует снижению износа футеровки. Длительность пребывания расплавов особенно сказывается на износе футеровки в ковшах большой емкости.

Наиболее уязвимыми узлами футеровки являются стопорные устройства, сталеразливочные стаканы, гнездовые кирпичи, кладка шлакового пояса, днища и нижней части ковша, а также участок, в который ударяет струя при выпуске стали в ковше (боевая часть). Считается, что нижние ряды футеровки изнашиваются примерно в три раза быстрее, чем верхние. Стойкость футеровки оценивают износом нижней части ковша.

Условия службы огнеупоров ещё более трудные в ковшах для внепечной обработки, в которых применяют продувку инертными газами, вдувание порошкообразных реагентов, обработку синтетическими шлаками, вакуумирование, подогрев в ковше.

В соответствии с условиями службы к ковшевым огнеупорам предъявляются высокие требования по теплофизическим и рабочим свойствам. Огнеупоры для рабочего слоя футеровки должны обладать высокими температурами огнеупорности, размягчения под нагрузкой, иметь достаточные прочностные характеристики при высокой температуре, быть плотными и термостойкими, шлакоустойчивыми, обладать минимальной усадкой, постоянством объёма, точностью размеров. В связи с различиями условий службы и многими требованиями к выбору ковшевого припаса подходят дифференцированно с учетом свойств огнеупоров, особенностей конструкции и назначения ковшей.

Еще раз необходимо констатировать, что сталеразливочный ковш в современных технологических процессах сталеплавильного производства есть важным металлургическим агрегатом.

С внедрением новейших технологических приемов относительно внепечной обработки стали функции сталеразливочного ковша значительно возросли. Естественно, выросли и требования, предъявляемые к качеству огнеупоров и условиям их эксплуатации.

Кроме повышения качественных показателей огнеупоров для футеровки сталеразливочного ковша, на предприятиях все больше внимания уделяют улучшению технологических условий эксплуатации футеровки сталеразливочных ковшей, потому что в отличие от конвертеров, футеровка сталеразливочных ковшей находится в более жестких условиях эксплуатации. Под повышением технологических условий эксплуатации ковшей необходимо понимать определение и мониторинг основных факторов, влияющих на эксплуатационные свойства огнеупоров (и как следствие стойкостные показатели ковшей) с целью их стабилизации.

В конвертерном цехе ЧАО «МК «Азовсталь» производство стали выполняется с применением сталеразливочных ковшей номинальной ёмкостью 350 т. Футеровка стен и шлакового пояса сталеразливочных ковшей выполняется с применением периклазоуглеродистых изделий импортных и отечественных производителей по дифференцированной схеме. В качестве огнеупорных материалов для футеровки рабочего слоя днища сталеразливочных ковшей применяется корундовая бетонная масса (содержание $Al_2O_3 > 90\%$).

Одним из основных факторов, влияющих на стойкость футеровки ковшей в процессе их эксплуатации, является оборачиваемость ковшей. Под оборачиваемостью ковша понимают количество наливов за определенный период времени (разлитых плавов за сутки). В свою очередь высокая оборачиваемость ковшей позволяет эксплуатировать футеровку в более стабильных условиях (при высоких температурах), избегая температурных перепадов и термоударов для огнеупоров.

Исходя из вышесказанного, сотрудниками МК «Азовсталь» была раз-

работана программа (программное обеспечение), определяющая оптимальное количество ковшей для обеспечения производства за сутки под заданный производственный план. Основным алгоритмом программы была циклограмма времени всех технологических процессов эксплуатации футеровки ковшей.

С целью улучшения технологических условий эксплуатации футеровки сталеразливочных ковшей, сотрудники МК «Азовсталь» проанализировали все технологические процессы, а именно:

- выпуск из конвертера;
- внепечная обработка;
- разливка стали;
- обслуживание ковша с учетом общего парка ковшей.

Кроме того, к мероприятиям по повышению оборачиваемости ковшей следует отнести также сокращение времени обслуживания элементов футеровки сталеразливочных ковшей, а именно:

- замена огнеупорных изделий (плиты, стаканы) шибберной керамики – за счет внедрения современных шибберных затворов типа «книжка»;
- замена огнеупорных изделий (продувочные пробки) продувочной керамики – за счет внедрения современных продувочных систем типа “IPV”;
- внедрение горячих восстановительных ремонтов футеровки – за счет внедрения технологии полусухого торкретирования;
- повышение содержания (MgO) в шлаке;
- снижение времени нагрева плавки на УКП за счет контроля температуры выпуска металла из кислородного конвертера, а также за счет контроля температуры футеровки сталеразливочного ковша, подаваемого под плавку.

Следует отметить, что в условиях нестабильной загрузки цеха и неритмичного производства, связанного с заказами, в отдельные периоды возникают проблемы следующего характера: необходимо срочно снизить количество ковшей в работе и вывести их в горячий резерв, поставив на стенд разогрева с целью поддержания теплового состояния футеровки. В такие периоды наблюдался повышенный расход энергоносителей (природного газа, воздуха и электроэнергии).

Результатом проведенной работы было повышение оборачиваемости сталеразливочных ковшей на 40 %, т. е. с 2,8 до 4,0 плавки за сутки, а на некоторых ковшах этот показатель достигал 4,5 плавки за сутки. Вместе с другими мероприятиями относительно стабилизации работы ковшей стойкость футеровки сталеразливочных ковшей была увеличена с 90 до 100 плавки, расходы на огнеупорные материалы были снижены на 7,7 % и получен в 2017 году значительный экономический эффект.

Библиографический список

1. Патон Б. Е. Мировые тенденции развития сталеплавильного производства в XXI веке // Труды Международной конференции «Черная металлургия России и стран СНГ в XXI веке». – М.: Металлургия, 1994. – Т. 2. – С. 160-165.

2. Лякишев Н. П. Некоторые тенденции в развитии сталеплавильного производства // Труды I конгресса сталеплавильщиков. – М.: Черметинформация, 1993. – С. 12-14.

3. Внепечная обработка конвертерной стали / Мельник С. Г., Носоченко О. В., Харахулах В. С. и др. // Сталь. – 1993. – № 7. – С. 22-26.

4. Мельник С. Г. Комплексная внепечная обработка стали, выплавляемой в большегрузных конвертерах / С. Г. Мельник, О. В. Носоченко, К. А. Брызгунов и др. // Труды I конгресса сталеплавильщиков. – М.: Черметинформация, 1993. – С. 198-200.

5. Найдек В. П. Повышение эффективности металлургических технологий внепечной обработки металлургических расплавов // Материалы международной научно-технической конференции «Производство стали в XXI веке. Прогноз, процессы, технологии, экология». – К.: КПИ, 2000. – С. 16-25.

6. Карклит А. К. Огнеупоры для вакуумных металлургических агрегатов / А. К. Карклит, В. А. Орлов, А. Н. Соколов, С. А. Суворов, К. В. Симонов. – М.: Металлургия, 1982. – 144 с.

7. Очагова И. Г. Периклазоуглеродистые огнеупоры для футеровки кислородных конвертеров, дуговых печей и агрегатов внепечной обработки стали // Новости черной металлургии за рубежом. – М.: Черметинформация, 1995.

8. Великин Б. А. Футеровка сталеразливочных ковшей / Б. А. Великин, А. К. Карклит, С. В. Колпаков, Ю. Д. Кузнецов, Ю. А. Полонский. – М.: Металлургия, 1990.

9. Рябов В. В. Эффективность применения известковопериклазовых огнеупоров в футеровке сталеразливочных ковшей / В. В. Рябов, Г. С. Чалышев, Б. А. Чумарин, В. И. Дорошенко, А. Я. Буднеев // Труды IV конгресса сталеплавильщиков. Москва. 7-10 октября 1993 г.

10. Нагорный А. П. Применение безобжиговых периклазоуглеродистых огнеупоров в элементах 350-т сталеразливочных ковшей / А. П. Нагорный, А. И. Кравченко, В. В. Ильин, Н. А. Вожол, С. А. Нагорный // Огнеупоры и техническая керамика, 1998 г.

11. Стариков В. С. Огнеупоры и футеровки в ковшевой металлургии. Учебное пособие для вузов / В. С. Стариков, М. В. Темлящев, В. В. Стариков. – М.: МИСиС, 2003. – 325 с.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ОКИСЛЕННОСТЬ КОНВЕРТЕРНОГО ШЛАКА

Сущенко А.В.

*Приазовский государственный технический университет,
г. Мариуполь, Россия, sushchenko.andrei@gmail.com*

Выполнена проверка адекватности известных выражений для определения содержания оксидов железа в конвертерном шлаке после продувки плавки. Проведен статистический анализ и получены зависимости для прогноза окисленности шлака применительно к условиям работы 350-т конвертеров ПАО «МК «Азовсталь».

Ключевые слова: конвертерная плавка, параметры шлака, содержание оксидов железа, технологические параметры, статистический анализ, регрессия.

INFLUENCE TECHNOLOGICAL FACTORS ON CONVERTER SLAG OXIDIZATION

Sushchenko A.V.

*State Higher Educational Institution "Priazovsky State Technical University"
Mariupol, Russia, sushchenko.andrei@gmail.com*

Abstract: *Examination of adequacy of known expressions for determination iron oxide consistence in BOF slag after purging was completed. Statistic analysis was performed and dependences to forecast slag oxidization for the 350-t converters of PAS "MK "Azovsteel" operating conditions were obtained.*

Keywords: *converter melting, slag parameters, iron oxides consistence, technological parameters, statistical analysis, regression.*

Постановка проблемы. Содержание оксидов железа в шлаке (ΣFe_xO_y) определяет его окислительную способность, консистенцию и процесс шлакообразования в целом. От динамики изменения параметра ΣFe_xO_y по ходу, а также его величины в конце продувки плавки, существенным образом зависят такие технико-экономические показатели производства стали, как: удельный расход металлошихты, степени усвоения шлакообразующих материалов, стойкость футеровки конвертера, качество полученного металла и др. Регулирование содержания оксидов железа в шлаке по ходу продувки, поддержание его на оптимальном уровне, а также прогнозирование конечной окисленности шлака, являются важнейшими задачами совершенствования технологии конвертирования чугуна и развития автоматизированных систем управления технологическими процессами в конвертере.

Анализ последних исследований и публикаций. В технической лите-

ратуре приводятся многочисленные данные экспериментальных (лабораторных и промышленных) исследований динамики изменения показателей окисленности шлака по ходу продувки плавки. Однако, они часто носят качественный характер, а имеющиеся количественные зависимости позволяют прогнозировать только конечное содержание оксидов железа в шлаке. При этом, как на практике, так и в учебном процессе при подготовке металлургов широко используются следующие зависимости:

- из [1, 2] при $[C]_{\text{ме}} < 0.10$ %:

$$(FeO)_{\text{шл}} = \left(12 + \frac{0,9}{[C]_{\text{ме}}} \right) \frac{2}{3}, \%, \quad (1)$$

где $[C]_{\text{ме}}$ - содержание углерода в металле после продувки, %;

- из [3]:

$$(FeO)_{\text{шл}} = 5,15 \frac{\sqrt[3]{B}}{\sqrt[4]{[C]_{\text{ме}}}}, \%, \quad (2)$$

где B – основность шлака после продувки;

из [4] – в таблице 1:

Таблица 1 – Зависимость содержания $(FeO)_{\text{шл}}$ от содержания углерода в металле после продувки

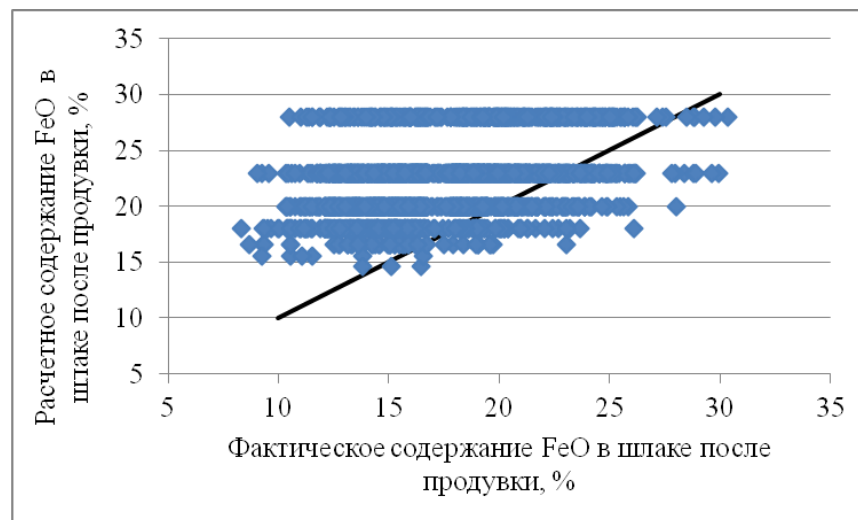
$[C]_{\text{ме}}, \%$	0,03	0,04	0,05	0,06	0,07	0,08	0,09	0,1
$(FeO)_{\text{шл}}, \%$	19,00	16,95	15,50	14,50	13,85	13,75	13,65	13,58

- из [5, 6]:

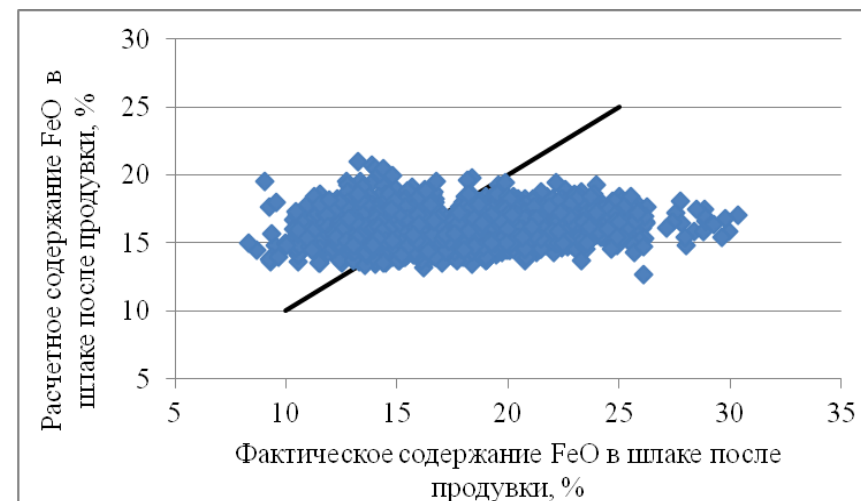
$$(FeO)_{\text{шл}} = \left(1,25 + 4 \cdot B + \frac{0,3}{[C]_{\text{ме}}} + 10^{-6} \cdot T_{\text{ме}}^2 \right) \frac{2}{3}, \%, \quad (3)$$

где $T_{\text{ме}}$ - температура металла после продувки, 0С.

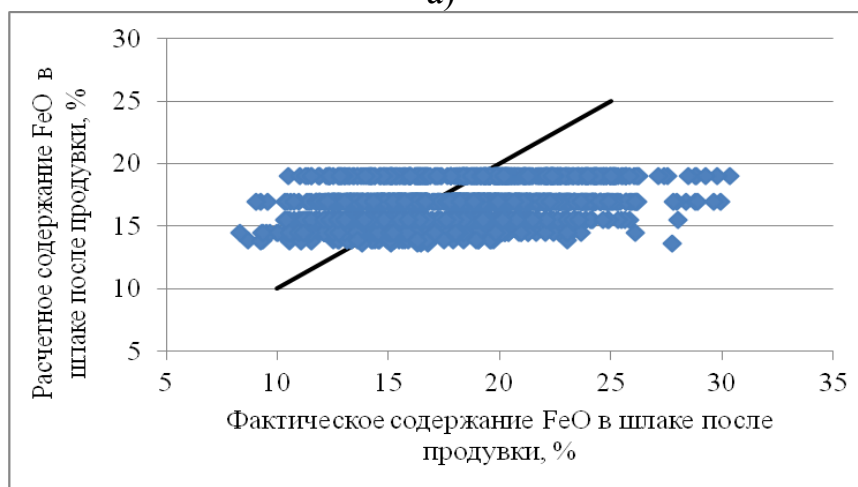
Для проверки адекватности указанных выше зависимостей было выполнено сравнение расчетных (по [1-6]) значений $(FeO)_{\text{шл}}$ с фактическими данными по массиву плавов, проведенных на 350-т конвертерах ПАО «МК «Азовсталь» за 10 месяцев 2013 г. При этом в обработке использовали показатели только тех плавов, на которых выполнялись отборы проб для определения химических составов жидкого чугуна, металла и шлака после продувки, а также были выполнены замеры температур чугуна и металла. Были исключены плавки с возвратом металла в конвертер, промежуточным скачиванием шлака и проведенные на рельсовую сталь (с науглероживанием металла жидким чугуном в ковше). В итоге количество плавов, участвующее в обработке, составило 2513. Результаты сравнения расчетных значений $(FeO)_{\text{шл}}$ по приведенным выше выражениям с промышленными данными приведены на рисунке 1. Как видно, все указанные выше известные расчетные зависимости являются не пригодными для прогноза окисленности шлака после продувки плавов в реальных условиях работы 350-т конвертеров МК «Азовсталь».



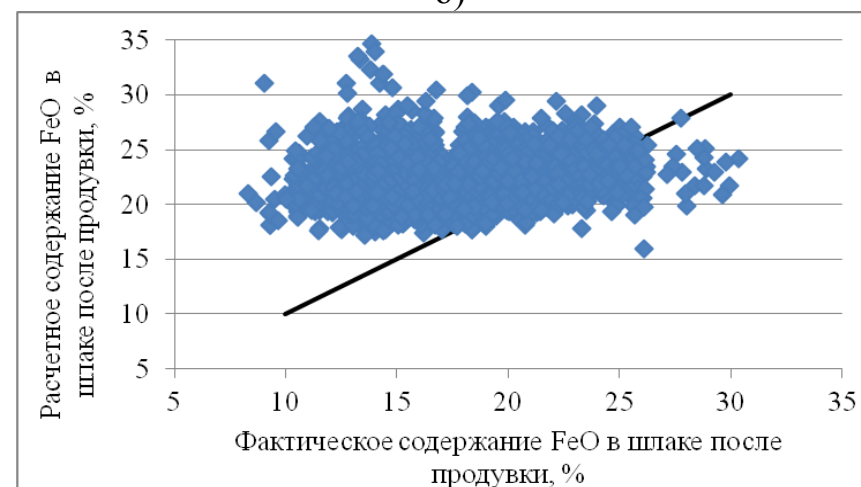
а)



б)



в)



г)

Рисунок 1 – Сравнение результатов расчета FeO в шлаке после продувки по методикам:
 а) - [1, 2]; б) - [3]; в) - [4]; г) - [5, 6] с данными промышленных плавов

Цель данной работы – изучить влияние производственно-технологических факторов на величину окисленности шлака после продувки плавки, и получить адекватные зависимости для ее определения в условиях конвертерного цеха МК «Азовсталь».

Изложение основного материала. Окисленность конвертерного шлака выражают различными способами: через суммарное содержание в нем железа ($\Sigma(Fe)$ или $Fe_{общ}$), концентрацию закиси железа (FeO), суммарную концентрацию оксидов железа ($FeO + Fe_2O_3$), или приведенную суммарную их концентрацию, пересчитанную через эквивалентное количество FeO . В ККЦ МК «Азовсталь» в качестве показателя окисленности шлака используется содержание в нем FeO . Величина $Fe_{общ}$ в конвертерных шлаках определяется в экспресс-лаборатории на рентгеновском спектрометре ARL 9900 в соответствии с требованиями ДСТУ 3564-97. Для пересчета на содержание $(FeO)_{шл}$ используется эмпирическая зависимость, полученная путем статистической обработки результатов анализа проб шлака, выполненных химическими методами. Учитывая, что указанная зависимость периодически корректируется (в связи с изменением соотношения долей FeO и Fe_2O_3 в шлаках), для минимизации погрешности определения показателя окисленности шлака в качестве последнего была выбрана величина $Fe_{общ}$.

Для определения влияния технологических параметров на величину $Fe_{общ}$ был проведен статистический анализ (парная и множественная регрессии) показателей плавов по указанному выше массиву. Уравнения парной регрессии, имеющие коэффициент корреляции $R > 0.32$, приведены в таблице 2. При этом не значимыми оказались такие аргументы: $T_{ме}$, $[S]_{ме}$, $[P]_{ме}$, $T_{чг}$, $[Mn]_{чг}$, $[S]_{чг}$, $[P]_{чг}$, $M_{чг} \cdot [Mn]_{чг} \cdot 10^{-2}$, $M_{чг} \cdot [S]_{чг} \cdot 10^{-2}$, $M_{чг} \cdot [P]_{чг} \cdot 10^{-2}$, $M_{чг} [Mn]_{чг} \cdot 10^3 / G_0$, $M_{чг} \cdot [S]_{чг} \cdot 10^3 / G_0$, $M_{чг} \cdot [P]_{чг} \cdot 10^3 / G_0$, B , BB , $(MgO)_{шт}$, $M_{изв} \cdot 10^3 / G_0$, $M_{угля} \cdot 10^3 / G_0$, $M_{БР} \cdot 10^3 / G_0$, $V_{O_2}^{\Sigma}$, $\tau_{прод}$, $10^3 \cdot M_{чг} / M_{ме}$.

Таблица 2 – Парные корреляционные зависимости величины $Fe_{общ}$ от некоторых технологических факторов

№ п/п	Фактор	Единицы измерения	R	Уравнение регрессии
1	$[Si]_{чг}$	%	0.33	$y = 13.499x^2 - 30.163x + 34.706$
2	$M_{чг} \cdot [Si]_{чг} \cdot 10^{-2}$	т	0.39	$y = 1.4626x^2 - 10.406x + 34.994$
3	$M_{чг} \cdot T_{чг}$	т·°С	0.40	$y = -4 \cdot 10^{-10}x^2 + 0.0001x + 21.777$
4	$M_{чг} \cdot [Si]_{чг} \cdot 10^3 / G_0$	кг Si/ т МШ	0.40	$y = 0.1973x^2 - 3.8659x + 35.057$
5	$M_{чг} \cdot T_{чг} / G_0$	т·°С/ т МШ	0.46	$y = 7 \cdot 10^{-5}x^2 - 0.1969x + 145.14$
6	$[C]_{ме}$	%	0.36	$y = 1637.3x^2 - 300.03x + 30.686$
7	$[Mn]_{ме}$	%	0.49	$y = 1135.5x^2 - 280.64x + 34.14$
8	$10^3 \cdot M_{чг} / G_0$	кг/т МШ	0.40	$y = 0.0002x^2 - 0.4397x + 212.79$

Продолжение таблицы 1

№ п/п	Фактор	Единицы измерения	R	Уравнение регрессии
9	$(M_{\text{чуг.жс}}^{\text{прив}})^I$	кг/т МШ	0.46	$y = 0.0001x^2 - 0.2715x + 151.14$
10	$(M_{\text{чуг.жс}}^{\text{прив}})^{II}$	кг/т МШ	0.53	$y = 0.0003x^2 - 0.4631x + 220.89$
11	$(M_{\text{чуг.жс}}^{\text{прив}})^{III}$	кг/т МШ	0.54	$y = 0.0003x^2 - 0.4933x + 232.52$
12	$(M_{\text{чуг.жс}}^{\text{прив}})^{IV}$	кг/т МШ	0.53	$y = 0.0004x^2 - 0.6229x + 284.87$
13	$(M_{\text{чуг.жс}}^{\text{прив}})^V$	кг/т МШ	0.50	$y = 0.0001x^2 - 0.2756x + 149.19$
14	$(M_{\text{чуг.жс}}^{\text{прив}})^{VI}$	кг/т МШ	0.49	$y = 0.0002x^2 - 0.3321x + 173.13$

При этом приняты следующие обозначения: $[Si]_{\text{чуг}}$, $[Mn]_{\text{чуг}}$, $[S]_{\text{чуг}}$, $[P]_{\text{ме}}$ - содержание в чугуне кремния, марганца, серы и фосфора соответственно, %; $T_{\text{чуг}}$ - температура чугуна, °C; $M_{\text{чуг}}$ - расход чугуна, т; $[C]_{\text{ме}}$, $[Mn]_{\text{ме}}$, $[S]_{\text{ме}}$, $[P]_{\text{ме}}$ - содержание в металле после продувки углерода, марганца, серы и фосфора соответственно, %; $T_{\text{ме}}$ - температура металла после продувки, °C; $B = \frac{CaO}{SiO_2}$ и $BB = \frac{CaO + MgO}{SiO_2 + P_2O_5}$ - основности шлака после продувки соответственно; $(MgO)_{\text{шл}}$ - содержание MgO в шлаке, %; $M_{\text{изв}}$, $M_{\text{угля}}$, $M_{\text{БР}}$ - суммарные расходы извести, угля и брикетов раскисляющих на плавку, т; G_0 - масса металлошихты (сидка), т; $V_{O_2}^{\Sigma}$ - суммарный расход технического кислорода на плавку, тыс. м³; $\tau_{\text{прод}}$ - продолжительность продувки, мин; $M_{\text{ме}}$ - масса жидкого металла после продувки, т; $M_{\text{чуг.жс}}^{\text{прив}}$ - приведенный удельный расход жидкого чугуна на плавку, соответственно равный (варианты), кг/т МШ:

$$(M_{\text{чуг.жс}}^{\text{прив}})^I = \frac{M_{\text{чуг}} \cdot (61.9 + 0.88 \cdot T_{\text{чуг}})}{G_0 \cdot (61.9 + 0.88 \cdot 1300)} \cdot 1000 \quad (4)$$

$$(M_{\text{чуг.жс}}^{\text{прив}})^{II} = \frac{M_{\text{чуг}} \cdot \left((61.9 + 0.88 \cdot T_{\text{чуг}}) + 26970 \cdot \frac{[Si]_{\text{чуг}}}{100} \right)}{G_0 \cdot \left((61.9 + 0.88 \cdot 1300) + 26970 \cdot \frac{0.7}{100} \right)} \cdot 1000 \quad (5)$$

$$(M_{\text{чуг.жс}}^{\text{прив}})^{III} = \frac{M_{\text{чуг}} \cdot \left((61.9 + 0.88 \cdot T_{\text{чуг}}) + 26970 \cdot \frac{[Si]_{\text{чуг}}}{100} + 7000 \cdot \frac{[Mn]_{\text{чуг}}}{100} \right)}{G_0 \cdot \left((61.9 + 0.88 \cdot 1300) + 26970 \cdot \frac{0.7}{100} + 7000 \cdot \frac{0.2}{100} \right)} \cdot 1000 \quad (6)$$

$$(M_{\text{чуг.жс}}^{\text{прив}})^{IV} = \frac{M_{\text{чуг}} \cdot \left((61.9 + 0.88 \cdot T_{\text{чуг}}) + 26970 \cdot \frac{[Si]_{\text{чуг}}}{100} + 7000 \cdot \frac{[Mn]_{\text{чуг}}}{100} + 147.753 \cdot 4.25 \right)}{G_0 \cdot \left((61.9 + 0.88 \cdot 1300) + 26970 \cdot \frac{0.7}{100} + 7000 \cdot \frac{0.2}{100} + 147.753 \cdot 4.25 \right)} \cdot 1000 \quad (7)$$

$$(M_{\text{чгз жс}}^{\text{прив}})^V = \frac{(M_{\text{чгз}} + M_{\text{чгз}}^{\text{тв}}) \cdot \left(26970 \cdot \frac{[\text{Si}]_{\text{чгз}}}{100} + 7000 \cdot \frac{[\text{Mn}]_{\text{чгз}}}{100} \right) + (61.9 + 0.88 \cdot T_{\text{чгз}}) \cdot M_{\text{чгз}}}{G_0 \cdot \left((61.9 + 0.88 \cdot 1300) + 26970 \cdot \frac{0.7}{100} + 7000 \cdot \frac{0.2}{100} \right)} \cdot 1000 \quad (8)$$

$$(M_{\text{чгз жс}}^{\text{прив}})^{\text{VI}} = \frac{(M_{\text{чгз}} + M_{\text{чгз}}^{\text{тв}}) \cdot \left(26970 \cdot \frac{[\text{Si}]_{\text{чгз}}}{100} + 7000 \cdot \frac{[\text{Mn}]_{\text{чгз}}}{100} + 147.753 \cdot 4.25 \right) + (61.9 + 0.88 \cdot T_{\text{чгз}}) \cdot M_{\text{чгз}}}{G_0 \cdot \left((61.9 + 0.88 \cdot 1300) + 26970 \cdot \frac{0.7}{100} + 7000 \cdot \frac{0.2}{100} + 147.753 \cdot 4.25 \right)} \cdot 1000 \quad (9)$$

где $(61.9 + 0.88 \cdot T_{\text{чгз}})$ – физическая теплота (энтальпия) жидкого чугуна, кДж/кг;
 14775,3, 26970 и 7000 – приведенные тепловые эффекты реакций окисления углерода, кремния и марганца соответственно, кДж/кг элемента;
 4,25 – среднее содержание углерода в чугуне, %;
 $M_{\text{чгз}}^{\text{тв}}$ – суммарная масса твердого чугуна, т;
 1300, 0.7 и 0.2 – средние (за 2013 г.) значения температуры, содержания кремния и марганца в жидком чугуне.

Наибольшее влияние на величину $\text{Fe}_{\text{общ}}$ оказывает комплексный параметр - приведенный удельный расход жидкого чугуна, определяемый по выражению (6), учитывающий физический и химический тепловые потенциалы жидкого чугуна. Это указывает на то, что в подавляющем большинстве случаев содержание $\text{Fe}_{\text{общ}}$ определяется тепловым балансом процесса, особенно в условиях «передува» плавки (окисление железа «в шлак» и «в дым» компенсирует недостаток приходной части теплового баланса).

В отличие от известных литературных данных, влияние $[\text{C}]_{\text{ме}}$ и $T_{\text{ме}}$ на величину $\text{Fe}_{\text{общ}}$ выражено в гораздо меньшей степени, причем с увеличением $T_{\text{ме}}$ имеет место тенденция снижения $\text{Fe}_{\text{общ}}$. Это, очевидно, объясняется следующим. Момент окончания продувки плавки машинистом дистрибутора зачастую определяется «по факелу» горящих отходящих газов над горловиной конвертера и показаниям системы газового анализа (т. е. фактически по содержанию углерода в металле); при этом, более высокая температура на повалке имеет место при большем тепловом потенциале шихтовки плавки. Следует также отметить, что величина $[\text{Mn}]_{\text{ме}}$ сильнее влияет на $\text{Fe}_{\text{общ}}$, чем $[\text{C}]_{\text{ме}}$. Наблюдается устойчивая тенденция увеличения окисленности шлака с ростом $[\text{S}]_{\text{чгз}}$ и $[\text{S}]_{\text{ме}}$. В качестве примера, на рисунках 2 и 3 приведены графики зависимостей $\text{Fe}_{\text{общ}}$ от $[\text{C}]_{\text{ме}}$ и $M_{\text{чгз жс}}^{\text{прив}}$, определенному по (6).

При проведении множественной регрессии, незначимые параметры (аргументы) автоматически исключались из рассмотрения и не отражались в итоговом уравнении. Максимальное значение коэффициента корреляции ($R=0.74$) получено при совокупности следующих исходных параметров с соответствующими коэффициентами их влияния (рисунок 4):

$$Fe_{общ} = 56,5618 - 2,87086 \cdot [Si]_{чуг} + 42,86821 \cdot [S]_{чуг} + 118,0113 \cdot [P]_{чуг} - 40,0498 \cdot [C]_{ме} - 34,9923 \cdot [S]_{ме} - 75,2349 \cdot [P]_{ме} - 2,01533 \cdot (MgO)_{шт} + 28,62067 \cdot BB - 29,879 \cdot B - 0,03505 \cdot M_{чуг.жс}^{прив} \quad (10)$$

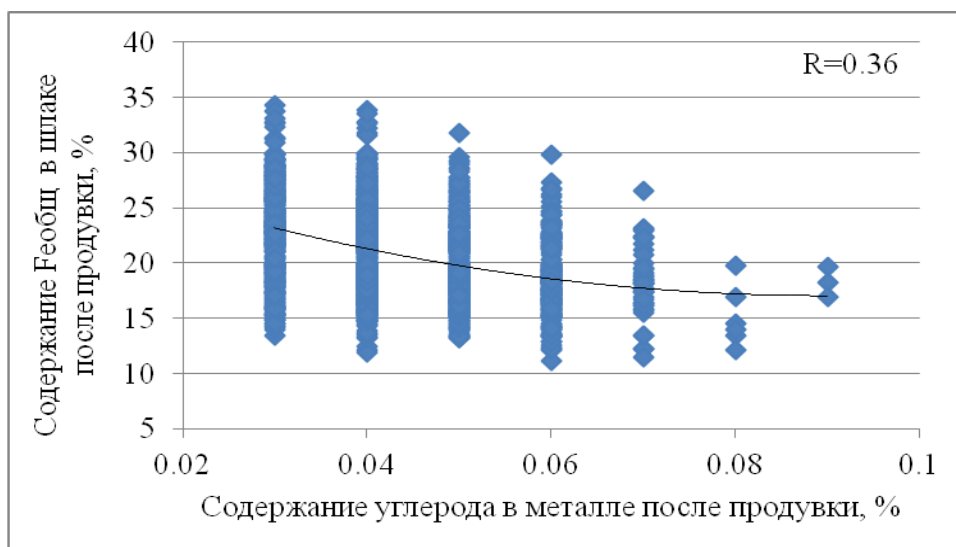


Рисунок 2 – Влияние содержания углерода в металле после продувки на содержание $Fe_{общ}$ в шлаке

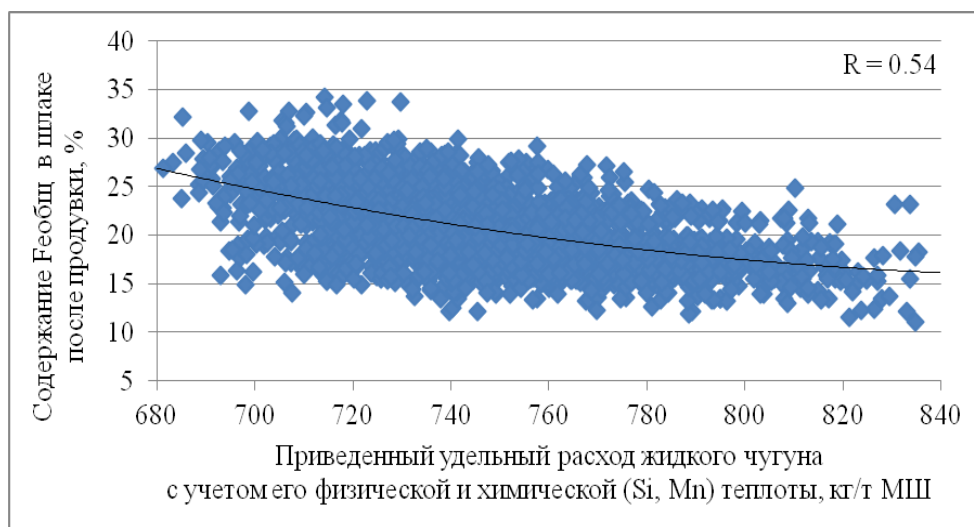


Рисунок 3 – Зависимость $Fe_{общ}$ от приведенного удельного расхода жидкого чугуна, с учетом его физической теплоты и теплоты окисления, содержащихся в нем Si и Mn

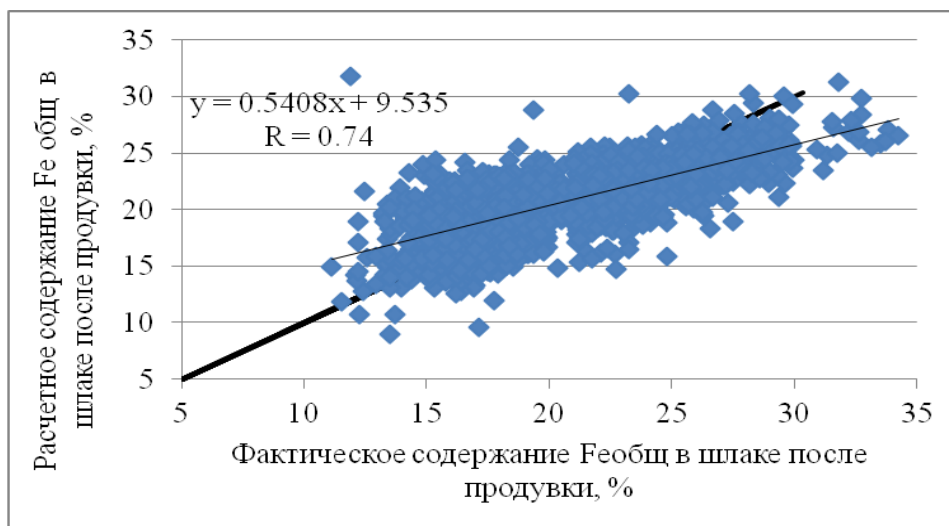


Рисунок 4 - Сравнение результатов расчета $Fe_{общ}$ в шлаке после продувки по зависимости (10) с данными промышленных плавов

Уравнение (10) является не удобным для прогнозирования величины $Fe_{общ}$ по известным (до начала плавки) исходным данным. Обычно задаются: параметры жидкого чугуна, одно значение основности шлака (как правило ВВ) и $(MgO)_{шл}$, а также величина $[C]_{ме}$. Параметры $[Mn]_{ме}$, $[S]_{ме}$, $[P]_{ме}$ и В являются не известными. При этом, если они будут рассчитаны не точно, то, не смотря на высокие коэффициенты корреляции, это приведет к значительной погрешности при прогнозировании величины $Fe_{общ}$. После исключения из рассмотрения в (10) указанных неизвестных параметров получена следующая статистическая зависимость ($R=0.60$):

$$Fe_{общ} = 65,4973 + 45,7757 \cdot [S]_{чг} + 46,8525 \cdot [P]_{чг} - 97,4827 \cdot [C]_{ме} - 0,205 \cdot (MgO)_{шл} - 0,9589 \cdot ВВ - 0,0576 \cdot M_{чг..ж}^{прив} \quad (13)$$

С целью увеличения точности прогнозирования величины $Fe_{общ}$ рассматриваемый массив плавов были разбит на части в соответствии с определенными диапазонами по $[C]_{ме}$ (0,02; 0,03; 0,04; 0,05; более 0,05 %). Однако это не привело к увеличению коэффициента корреляции.

Диапазоны изменения параметров, входящих в уравнение (11), а также показатели их влияния на изменение величины $Fe_{общ}$ приведены в таблице 3. Как видно, наибольшее влияние оказывает изменение теплового потенциала шихтовки плавки и степень ее «передува». Зависимость от величины $[S]_{чг}$ связана с характерным «холодным» ходом продувки плавки при повышенном содержании серы в металле. Влияние $[P]_{чг}$ объясняется, очевидно, намерениями машинистов дистрибутора дополнительно «умягчить» продувку или «передуть» металл с целью уменьшения величины $[P]_{ме}$ при высоком содержании фосфора в исходном чугуне. Влияние основности ВВ связано с «разбавлением» концентрации оксидов железа в шлаке основными оксидами CaO и MgO (прямое влияние), а также с тем, что при более высоком тепловом потенциале шихтовки расход извести на плавку, как правило, увеличивают, при этом содержание $Fe_{общ}$ уменьшается, а содержание CaO возрастает

(косвенное влияние). Зависимость от величины $(MgO)_{шл}$ связана с повышенной вязкостью шлака (особенно при больших значениях $(MgO)_{шл}$), что приводит к усилению угара металла «в дым» и «в шлак», а также к увеличению количества королек металла в нем.

Таблица 3 – Влияние аргументов зависимости (11) на изменение величины $Fe_{общ}$ в шлаке после продувки

Параметр	Диапазон изменения аргумента	Знак влияния	Максимальная амплитуда колебания $Fe_{общ}$
$M_{чуг.жс}^{прив}$	685 – 854	-	9,73
$[C]_{ме}$	0,03 – 0,09	-	5,85
$[S]_{чуг}$	0,006 – 0,08	+	3,39
Основность ВВ	1,7 – 4,9	-	3,07
$(MgO)_{шл}$	2,35 – 14,25	+	2,44
$[P]_{чуг}$	0,046 – 0,08	+	1,59

Результаты сравнения расчетных значений $Fe_{общ}$ в шлаке после продувки по зависимости (11) с промышленными данными приведены на рисунке 5. Отклонение расчетных значений от фактических связано как с точностью определения исходных параметров (масса, хим. состав, температура чугуна, хим. составы шлака и металла после продувки и др.), так и со следующими не учтенными объективными и субъективными факторами: качество металлоохлаждателей (различные виды лома, скрапа зашлакованного и т.д.), колебания хим. состава (в т.ч. величины ППП) в шлакообразующих и других сыпучих материалах, ход продувки плавки (режимы дутья, присадки сыпучих материалов и т.п.).

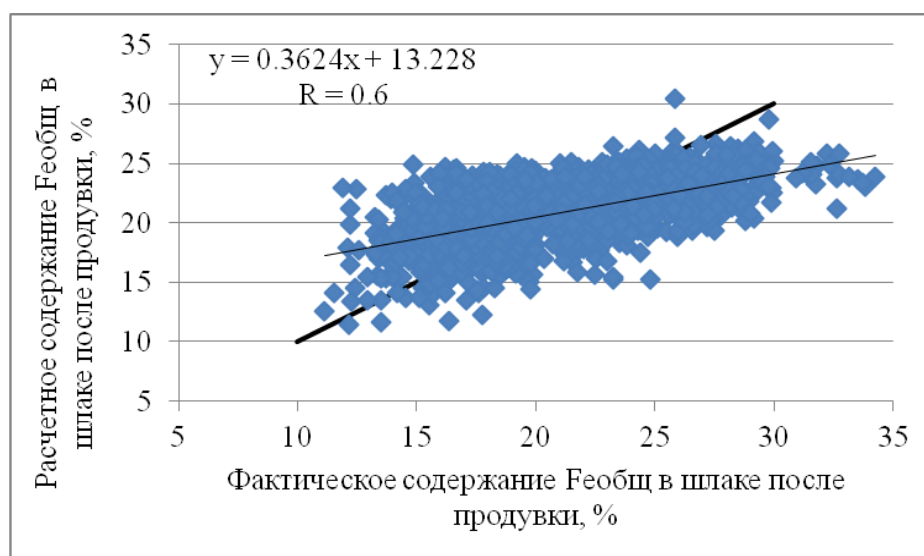


Рисунок 5 – Сравнение результатов расчета $Fe_{общ}$ в шлаке после продувки по зависимости (11) с фактическими данными плавов

Выводы:

1. Показано, что известные и широко используемые в настоящее время, как на практике, так и в учебном процессе, зависимости для определения содержания оксидов железа в шлаке после продувки являются не пригодными для реальных условий работы 350-т конвертеров МК «Азовсталь».

2. На основании проведенного статистического двухфакторного анализа получено, что для рассматриваемых условий наибольшее влияние на величину $Fe_{общ}$ оказывает приведенный удельный расход жидкого чугуна (6), учитывающий его физический и химический тепловые потенциалы.

3. При проведении многофакторного регрессионного анализа получены уравнение (10) для прогнозирования окисленности конечного конвертерного шлака с коэффициентом корреляции $R = 0,74$, а также более удобная для практического использования зависимость (11), включающая только известные (до начала плавки) аргументы ($R = 0.60$).

4. Рассмотрены механизмы влияния значимых параметров ($M_{чуг.жс}^{прив}$, $[C]_{ме}$, $[S]_{чуг}$, основность шлака ВВ, $(MgO)_{шт}$, $[P]_{чуг}$) на содержание оксидов железа в шлаке после продувки.

5. Задачей дальнейших исследований является получение адекватных зависимостей, учитывающих дополнительное влияние на величину $Fe_{общ}$ видов и химических составов металлоохлаждателей, шлакообразующих и других сыпучих материалов, а также режимов продувки плавки и присадки сыпучих материалов.

Библиографический список

1. Бигеев А.М. Математическое описание и расчеты сталеплавильных процессов / А.М. Бигеев – М.: Металлургия, 1982. – 160 с.

2. Бигеев А.М., Металлургия стали. Теория и технология плавки стали / А. М. Бигеев, В. А. Бигеев – Магнитогорск: МГТУ, 2000. – 544 с.

3. Бойченко Б.М. Методичні вказівки до виконання розрахунків киснево-конвертерної плавки / Б. М. Бойченко, С. В. Бочка – Дніпропетровськ: НМетАУ, 2001. – 25 с.

4. Димнич А.Х. Методические указания к курсовой работе «Материальный и тепловой балансы конвертерной плавки» / А. Х. Димнич – Донецк: ДонНТУ, 2005. – 44 с.

5. Харлашин П.С. Методические указания к выполнению курсовой работы «Расчет материального и теплового балансов кислородно-конвертерной плавки при переделе обыкновенных чугунов» / П. С. Харлашин, В. Я. Бакст – Мариуполь: ПГТУ, 2005. – 20 с.

6. Бигеев А.М. Основы математического описания и расчеты кислородно-конвертерных процессов производства стали/ А. М. Бигеев, Ю. А. Колесников – М.: Металлургия, 1970. - 232 с.

**ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ТЕХНОЛОГИИ
ПРОИЗВОДСТВА ЛИТЕЙНОГО ФЛЮСА НА ОСНОВЕ
СМЕСИ КРЕМНЕФТОРИДА И ФТОРИДА НАТРИЯ**

Аслонов А.А., Ахмадшоев И.Ш., Наимов Н.А., Рузиев Дж.Р., Сафиев Х.

*Государственное учреждение «Научно-исследовательский
институт металлургии»,
г. Челябинск, Россия, aslonov04061997@mail.ru
ОАО «ТалКо», г. Душанбе, Республика Таджикистан*

***Аннотация.** В статье изучены основные физико-химические характеристики процесса получения покровно-рафинирующего флюса из фтористых солей и отходов иламовых полей ОАО «Таджикхимпром», оптимальный состав шихты которых является следующий: отходы иламовых полей ОАО «Таджикхимпром» – 60 %, смесь фторида и кремнефторида натрия (КФН) – 25 % и флюоритовый концентрат – 15 % с температурой плавления флюса 700-710 °С. По результатам проведенных исследований разработана принципиальная технологическая схема производства флюса на основе смеси КФН и фторида натрия.*

***Ключевые слова:** флюс, промышленные отходы, флюоритовый концентрат, фторид натрия, кремнефторид натрия.*

**PHYSICO-CHEMICAL ASPECTS OF PRODUCTION TECHNOLOGY
OF CASTING FLUX BASED ON A MIXTURE OF SILICON FLUORIDE
AND SODIUM FLUORIDE**

Aslonov A.A., Ahmadshoev I.Sh., Naimov N.A., Ruziev J.R., Safiev H.

*State Institution "Research Institute of Metallurgy",
Chelyabinsk, Russia, aslonov04061997@mail.ru
JSC "TAlCo, Dushanbe, Republic of Tajikistan*

***Annotation.** The article studies the main physico-chemical characteristics of the process of obtaining a coating-refining flux from fluoride salts and waste sludge fields of JSC "Tajikhimprom", the optimal composition of the charge of which is as follows: waste sludge fields of JSC "Tajikhimprom" – 60%, a mixture of fluoride and sodium silicofluoride (CFN) – 25% and fluorite concentrate – 15 % with the melting point of the flux 700-710 OS. Based on the results of the conducted research, a basic technological scheme for the production of flux based on a mixture of CFN and sodium fluoride has been developed.*

***Keywords:** flux, industrial waste, fluorite concentrate, sodium fluoride, sodium silicofluoride.*

Сущность процесса флюсового рафинирования алюминиевых расплавов состоит в обработке расплава жидким хлоридным или хлоридно-фторидным флюсом. Совершенствование технологии флюсовой обработки алюминиевых сплавов идет не только в направлении улучшения физико-химических (главным образом, рафинирующих) свойств флюсов, но и путем интенсификации процессов с помощью различных приемов и устройств [1].

Многообразие составов флюсов обусловлено их многоцелевым назначением и большим разнообразием составов алюминиевых сплавов. По назначению различают флюсы покровные (для защиты сплава от окисления при плавке), флюсы для переработки скрапа и шлаков, рафинирующие, модифицирующие и флюсы специального назначения, например, для защиты футеровки от проникновения в нее алюминиевых сплавов, легирование сплавов и очистки их от вредных примесей [2].

Несмотря на многообразие флюсов, в состав их вводят небольшой ряд галогенных соединений хлоридов и фторидов различных металлов. Как правило, основой флюсов являются хлориды щелочных и щелочноземельных металлов, в которые вводят добавки простых фторидов щелочных и щелочноземельных металлов, фтористый алюминий и криолиты, кремнефториды или фтористые соли некоторых переходных металлов.

В последние годы в международных журналах опубликованные статьи про флюсы с применением Na_2SiF_6 и K_2SiF_6 сообщают, что себестоимость кремнефтористых солей ниже себестоимости других фтористых солей, поэтому рекомендовано их применение для рафинирования алюминия сырца [3].

Об использовании кремнефтористого натрия уже было известно в конце 60-х годов прошлого столетия. Известный ученый в области рафинирования и флюсовой обработки алюминиевых расплавов Курдюмов А.В. рассматривал фторсиликаты натрия и калия, как перспективные материалы [4].

Следует заметить, что из флюсов с кремнефтористым натрием и фтористым натрием в расплав переходит натрий, и в первую очередь – это флюсы для модифицирования силуминов натрием. В качестве рафинирующего флюса от щелочных и щелочноземельных металлов следует рассматривать флюс системы $\text{K}_2\text{SiF}_6 - \text{NaCl} - \text{KCl}$ [5].

Исходя из изложенных выше данных была изучена новая рецептура флюса на основе смеси фторида и кремнефторида натрия с добавлением хлорсодержащих отходов шламовых полей ОАО «Таджикхимпром» и флюоритового концентрата ОАО «Обогатительная фабрика Такоб», химический состав которого представлен в таблице 1.

Как видно из данных таблицы 1, содержание хлорида натрия и кальция в шихты составляет примерно 60% от исходной массы, температура плавления которого составляет 780 °С и для снижения температуры данного компонента до 700-710 °С добавляется 25% смеси фторида и кремнефторида натрия и 15 % флюоритового концентрата.

Для подтверждения результатов исследований проведен рентгенофазовый анализ (РФА) смесь КФН и фторида натрия, которая была получена при

переработке побочного продукта производства фтористых солей – смеси кремнефтористоводородной (КФВК) и плавиковой кислоты с использованием гидроксида натрия и местного минерального сырья (хлорида натрия).

Таблица 1 - Химический состав используемого сырья и флюса

№	Содержание компонентов, %	Наименование смеси и флюса			
		Отходы ОАО «Таджикхимпром»	Смесь фторида и кремнефторида натрия	Флюоритовый концентрат	Флюс
1	CaCO ₃	-		0.489	0.0489
2	Fe ₂ O ₃	0.018		0.051	0.018
3	SiO ₂	1.83		0.122	1.116
4	NaF	-	47.4	-	11.850
5	CaCl ₂	7.6	-	-	4.56
6	Na ₂ SiF ₆	-	51.7	-	12.925
7	NaCl	89.43	-	-	53.658
8	CaF ₂	-	-	97.94	14.691
	Температура плавления, °C	780	890	900	690

На рисунке 1 приведена рентгенограмма смеси фтористых солей (верхний график), пики которой совпадают с пиками рентгенограммы образца-эталона (нижний график), что свидетельствует о наличии в исследуемом образце минералов малладрита и виллиомита.

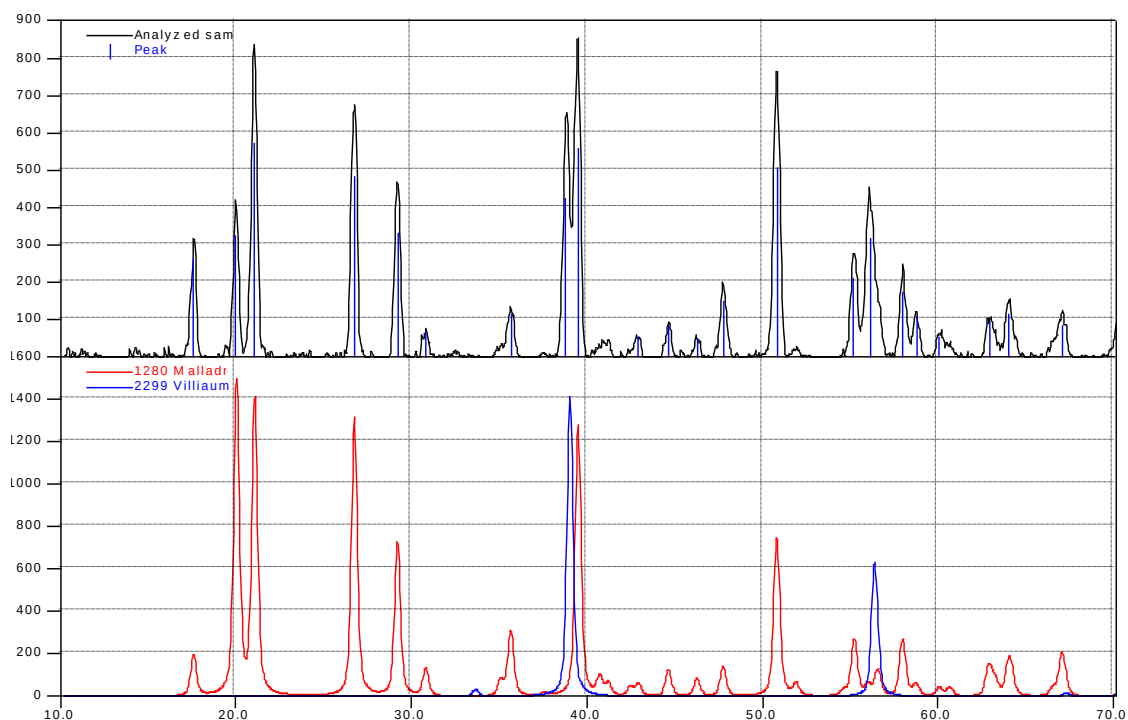


Рисунок 1 - Рентгенограмма смеси фтористых солей

В таблице 2 приведены данные РФА по количественному и качествен-

ному составу исследуемого образца смеси солей. РФА проведен с использованием модернизированной установки Дрон-2.

Таблица 2 - Результаты РФА смеси фтористых солей

Компоненты	Химическая формула	Содержание, %	Соответствие пиков	
			Найдено	Общее
Малладрит	Na_2SiF_6	52,49	21	22
Виллиомит	NaF	47,42		
Сумма	--	99,99		

Температура обработки расплава флюсом имеет большое значение – она должна быть достаточно высокой для достижения хорошего физического отделения примесей от расплава и эффективного прохождения необходимых химических реакций. Разработка рецептуры и приготовление флюсов представляется крайне ответственной задачей, поэтому для выявления оптимальных технологических параметров, были изучены составы и температуры плавления разных рецептур флюсов с содержанием хлорсодержащих отходов шламовых полей ОАО «Таджикхимпром», смеси фторида и кремнефторида натрия и флюоритового концентрата ОАО «Обогащательная фабрика Такоб», результаты которых приведены в табл. 3.

Таблица 3 - Состав и температура плавления шихты

№ п/п	Состав компонентов шихты, %				Температура плавления, °С
	Отходы ОАО «Таджикхимпром»	Оборотный электролит	Флюоритовый концентрат	Смесь фторида и кремнефторида натрия	
1	45	20	15	20	710
2	50	20	20	10	765
3	50	10	20	20	740
4	45	15	20	15	760
5	40	25	20	15	755
6	70	-	10	20	720
7	55	25	0,5	15	720
8	60	-	15	25	690
9	65	15	-	20	730
10	60	25	15	10	760
11	50	20	10	20	720
12	45	25	10	20	720
13	60	15	-	25	720

В ходе проведённых лабораторных исследований подобран оптимальный вариант, которым является рецептура №8. При таком соотношении компонентов флюс имеет температуру плавления не более 700 °С.

На основании лабораторных исследований, была разработана принципиальная технологическая схема получения флюса на основе смеси КФН и фторида натрия с добавлением хлорсодержащих отходов ОАО «Таджикхимпром» и флюоритового концентрата ОАО «Обогащательная фабрика Такоб»

(рисунок 2).

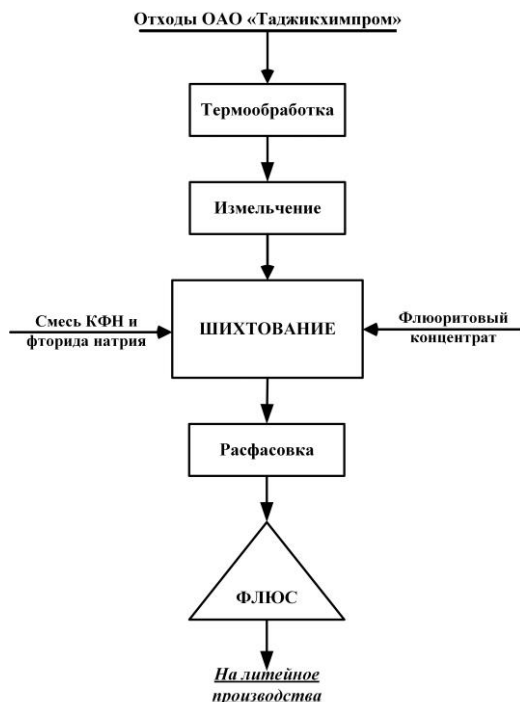


Рисунок 2 - Принципиальная технологическая схема получения флюса на основе смеси КФН и фторида натрия

Согласно принципиальной технологической схеме, хлорсодержащие отходы шламовых полей ОАО «Таджикхимпром» предварительно обезвоживают, подвергая термообработке при 250-300 °С. Обезвоженную массу, измельчают до размера частиц менее 0,5-1 мм. Далее измельченные отходы шихтуют со смесью фторида и кремнефторида натрия и флюоритового концентрата. Шихту расфасовывают и отправляют в литейное отделение производства алюминия.

Таким образом, технология производства флюса на основе отходов шламовых полей ОАО «Таджикхимпром», флюоритового концентрата и смеси кремнефторида и фторида натрия проста в осуществлении и экологически безопасна, а также экономически эффективна за счет использования техногенных отходов, местного минерального сырья и малой энергозатратности производства.

Библиографический список

1. Пискарёв Денис Валерьевич. Разработка технологии рафинирования алюминия от примесей щелочных и щёлочноземельных металлов // Диссертация на соискание учёной степени кандидата технических наук: Автореферат. дис. канд. техн. наук. – Москва, 2007.-25с.
2. Выбор флюса для рафинирования сплавов группы АК / С.В.Белова, А.Ф.Миляев, В.В.Закомолдин, Е.А.Ребезова //Прогрессивные технологии изготовления форм и стержней для производства отливок: Тез.докл.науч.конф. – Челябинск. - 1990.- С. 80-81.

3. Попов Ю.Н., Adkins M., Bauer R., Burkhardt M. Экономическая эффективность литиевых электролитов с учётом очистки алюминия от лития и других примесей. // Сборник докладов IX Международной конференции «Алюминий Сибири - 2003».

4. Курдюмов А. В., Инкин С. В., Чулков В. С, Графас Н. И. Флюсовая обработка и фильтрование алюминиевых расплавов.-М.: Металлургия, 1980.

5. Инкин С. В. Исследование роли поверхностных явлений в процессах очистки алюминиевых сплавов от неметаллических включений флюсами и разработка составов флюсов: Автореф. Канд. дис- М.: МИСиС, 1977.

6. Физико-химические аспекты технологии производства литейного флюса / и.ш. ахмадшоев, Н.П. Мухамедиев, А.Х. Сафиев, Р.С. Рафиев, Дж.Р. Рузиев, Х. Сафиев // ДАН РТ. Т.62.- 2019.- №5-6.- с.333-339.

7. Разработка рецептуры получения флюса из местного сырья и отходов производства / И.Ш. Ахмадшоев, Б.С.Азизов, Ш.Х. Раджабов, А.Х.Сафиев, Дж.Р. Рузиев // Материалы республиканской научно-практической конференции «Проблемы металлургии Таджикистана и пути их решения» (29-30 апреля 2016 г.) Душанбе-2016г, с.143-146.

УДК 621. 791.65

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ТИТАНОТЕРМИИ

Усольцев А.А.¹, Козырев Н.А.², Шевченко Р.А.¹, Михно А.Р.¹,
Князев С.В.¹

¹*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия*

²*ГНЦ РФ "ФГУП ЦНИИчермет им.И.П.Бардина",
г. Москва, Россия, a.us@rambler.ru*

Аннотация: Разработана титанотермитная технология. Исследовано влияние состава металлотермитной смеси на механизм протекания высокотемпературных термических процессов. Определен состав титанотермитной смеси, обеспечивающий получение плотного металла. Добавление в состав металлотермитной смеси некоторого количества алюминиевого порошка обеспечивает полноту взаимодействия и восстановления окислы железа, а также увеличивает количество расплавленного металла. Введение в состав термитной смеси в качестве флюса пыли газоочистки алюминиевого производства уменьшает газовыделение при протекании термических процессов, увеличивает содержание углерода в получаемом металле и повышает его механические свойства.

Ключевые слова: термит, термитные процессы, алюмотермия, титанотермия.

DEVELOPMENT OF THE TECHNOLOGY OF TITANOTERMI

Usoltsev A.A.¹, Kozyrev N.A.², Mikhno A.R.¹, Shevchenko R.A.¹,
Knyazev S.V.¹

¹*Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia*

²*SSC RF "FSUE TsNIIchermet im.I.P.Bardin",
Moscow, Russia, a.us@rambler.ru*

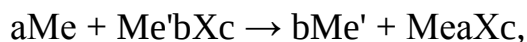
Abstract: *Titanothermic technology has been developed. The effect of the composition of the metal-thermite mixture on the mechanism of high-temperature thermal processes has been studied. The composition of the titanium-thermite mixture was determined, which ensures the production of a dense metal. Adding a certain amount of aluminum powder to the composition of the metal-thermite mixture ensures complete interaction and reduction of iron scale, and also increases the amount of molten metal. The introduction of the thermite mixture as a flux of gas cleaning dust from aluminum production reduces gas emission during thermal processes, increases the carbon content in the resulting metal and improves its mechanical properties.*

Keywords: *thermite, thermite processes, aluminothermy, titanothermy.*

Введение

Применение термитных смесей для получения жидкого металла из окислов железа широко известно. В состав термитных смесей входят порошки металлов-восстановителей с оксидами тех металлов, из которых при протекании высокоэкзотермической реакции формируется в дальнейшем сварочный шов, а также различными присадочными соединениями - элементами металлического происхождения. В качестве металлов-восстановителей для выполнения сварочных операций широкое применение получил такой материал, как алюминий. Металл – восстановитель определяет природу металлотермического восстановления железа из его оксидов и по сути его название, так например - алюмотермия.

Металлотермический процесс восстановления активным металлом в общей форме выражается уравнением химической реакции [1]:



где Me - металл-восстановитель;

Me' -восстанавливаемый металл;

X-неметалл.

Из существующих основных способов металлотермического восстановления железа из его оксидов различают алюминотермию, магниетермию и силикотермию [2-7].

При алюмотермитных процессах выделяющегося тепла достаточно для нагрева смеси до температуры порядка 2800 - 3000 К, которая превышает температуру кипения алюминия. Протекание металлотермических процессов приводит к выделению газовой фазы, приводящее к разбрызгиванию расплава

шлака из зоны свариваемого шва. Возможно образование оксидов алюминия, которые могут являться центрами образования остаточных частиц, приводящих к возникновению трещин с последующими изломами и разрушением сварного стыка [7]. В работе [7] проводился термодинамический анализ металлотермических реакций с алюминием и с титаном. По восстановительной способности титан не уступает алюминию, а в случае реакции с оксидами железа даже превосходит, особенно в области температуры более 2000 К. Энтальпии реакции восстановления оксидов железа титаном находятся в той же области значений, что и энтальпии реакции восстановления оксидов железа алюминием [7].

Перспективным направлением при разработке металлотермических смесей для сварки является применение металлов – восстановителей, обеспечивающих получение качественного сварного шва [7–9]. Сдерживающим фактором развития рассматриваемого направления является отсутствие данных о зависимостях и закономерностях влияния металлов – восстановителей на физико–химические и металлургические процессы термитной сварки. Поэтому особый интерес представляют исследования, направленные на изучение металлургических процессов термитной сварки.

В данной работе разработана титанотермитная технология и исследовано влияние состава металлотермитной смеси на механизм протекания высокотемпературных термических процессов. Определен состав титанотермитной смеси, обеспечивающий получение плотного металла.

Материалы и методы исследования

В качестве исходных материалов использовались железная окалина и порошкообразные материалы: порошок титана ПТС по ТУ 15-1958 (титан – 99,6 %, примеси не более 0,4 %), порошок алюминиевый ПА-2 по ГОСТ 6058-73 (алюминий 99 %, примеси не более 1 %). В состав металлотермической смеси вводилась углеродфторсодержащая добавка (пыль газоочистки алюминиевого производства) [10].

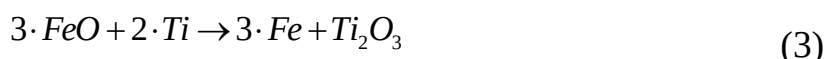
Химический состав металла определяли атомно-эмиссионным методом на спектрометре ДФС-71 по ГОСТ Р ИСО 14284-2009. Состав шлака определяли рентгенофлуоресцентным методом на спектрометре Shimadzu XRF-1800 по ГОСТ 28033 – 89.

Взвешивание производилось на электронных весах марки SHSHIMADZU модели AUX120. Термитная смесь получалась путем добавлением всех составляющих в специальную емкость и перемешиванием. В смеситель засыпается полученная смесь и после чего в течение 30-40 минут производится перемешивание порошков термитной смеси. После смешивания порошков до однородной массы, термитная смесь ссыпается в металлические контейнеры для проведения сушки. Сушка производится для удаления влаги из термитной смеси, которая может отрицательно сказаться на полученном результате.

Результаты исследования и их обсуждение

Известно, что у титана имеются пять оксидов (TiO , Ti_2O_3 , Ti_3O_5 , Ti_4O_7 , TiO_2), для которых имеются и описаны термодинамические свойства [7].

Рассмотрим наиболее вероятные из них:



В данной работе приводится исследование состава металлотермических смесей на протекание металлургических процессов горения смеси. Химический состав железной окалины приведен в таблице 1. Компонентный состав термитной смеси приведен в таблице 2.

Химический состав металла приведен в таблице 3. Готовые составы термитной смеси засыпались в специальную огнеупорную реакционную камеру, в которой имеется огнеупорная воронка для облегчения стекания жидкого металла, и поджигались термитной спичкой. Важной процедурой термитной сварки является процесс её поджога (инициализация горения). Для облечения поджога иногда используются специальные смеси, в состав которых добавлялась стружка металлического магния. Для собирания расплавленного металла использовалась металлическая (разборная) изложница, в которую металл попадал из воронки.

Таблица 1 – Химический состав железной окалины

Массовая доля элементов, %												
FeO	MnO	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MgO	Na ₂ O	V ₂ O ₅	Cr ₂ O ₃	NiO	CuO	S	P
95,64	1,16	0,096	1,70	0,32	0,21	0,034	0,031	0,27	0,043	0,084	0,085	0,004

Таблица 2 – Компонентный состав термитной смеси

Обозначение	Окалина железа, %	Порошок титана ПТС, %	Порошок алюминиевый ПА-2, %	Углеродфторсодержащая добавка, %
T.1	58,19	41,81	-	-
T.2	50	50	-	-
T.3	63,2	36,8	-	-
T.4	53,0	46,98	-	-
ТА.5	81,29	18,71	13,08	-
ТА.6	69,27	30,73	5,57	-
ТА.7	58,2	41,8	21,5	-
A.1	74,7	-	25,3	-
A.2	79,92	-	20,08	-
A3	63,36	-	30,64	-
A.4	59,6	-	40,4	-
O.1	64,9	28,85	6,25	-
O.2	58,08	41,92	-	4,7

В результате горения и протекания металлотермических процессов в нижней части огнеупорной (реакционной) камеры происходило стекание и скопление расплавленного металла. Химический состав шлака приведен

в таблице 4.

Горение термитной смеси протекало активно и сопровождалось большими выбросами. Химический состав шлака показал (таблица 4), что металлотермическая реакция взаимодействия железной окалины с титаном происходит с образованием TiO_2 (по формуле 2). Для полного взаимодействия FeO (2 моля $FeO = 144$ г) требуется титана (1 моль $Ti = 48$ г), что должно составить следующее соотношение компонентов в термитной смеси: 75 % железной окалины и 25 % титана. Исследования по изменению содержания компонентов в термитной смеси (таблица 2), а также исследования состава получаемого шлака и металла показали, что для полного взаимодействия FeO требуется совершенно другое соотношение компонентов в термитной смеси: (61 ± 2) % железной окалины и (39 ± 2) % титана. При таком содержании компонентов в термитной смеси происходит практически полное взаимодействие окалины железа с порошком титаном.

Таблица 3 – Химический состав металла

№	Массовая доля элементов, %													
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti	W	V	Mo	Al	Nb	S	P
T.1	-	1,71	0,47	0,29	0,28	0,08	5,76	<0,001	0,067	0,009	0,13	0,067	0,014	0,41
T.2	-	1,23	0,35	0,15	0,29	0,18	21,09	0,024	0,18	0,012	0,29	0,099	0,062	0,42
T.3	-	1,89	0,22	0,30	0,22	0,08	0,22	0,009	0,025	0,011	0,044	0,049	0,044	0,28
T.4	-	2,15	0,33	0,15	0,27	0,09	22,95	<0,001	0,19	0,006	1,26	0,082	0,045	0,47
TA.5	-	0,09	0,02	0,03	0,12	0,10	0,020	<0,001	0,0003	0,011	0,061	0,002	0,26	0,13
TA.6	-	0,08	0,02	0,05	0,18	0,08	<0,001	0,008	0,001	0,010	0,039	0,003	0,20	0,21
TA.7	-	1,66	0,12	0,02	0,11	0,03	37,89	0,014	0,21	0,007	27,68	0,043	0,10	0,093
A.1	-	0,02	0,02	0,05	0,06	0,08	<0,001	0,028	<0,001	0,013	0,038	0,003	0,25	0,023
A.2	-	0,05	0,02	<0,001	0,07	0,16	0,004	0,005	<0,001	0,016	0,22	0,001	0,19	0,025
A3	-	2,19	0,11	0,24	0,06	0,11	0,014	0,008	0,022	0,010	0,86	0,001	0,30	0,020
A.4	-	4,11	0,44	0,32	0,06	0,09	0,12	<0,001	0,034	0,009	6,12	0,003	0,094	0,014
O.1	-	1,18	0,13	0,29	0,21	0,07	0,59	<0,001	0,022	0,009	0,17	0,036	0,011	0,23
O.2	0,59	0,49	0,31	0,26	0,24	0,08	3,98	<0,001	0,053	0,011	0,18	0,042	0,020	0,35

Таблица 4 – Химический состав шлака

№ п/п	Массовая доля элементов, %												
	FeO	MnO	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MgO	Na ₂ O	K ₂ O	CuO	TiO ₂	Cr ₂ O ₃	S	P
T.1	7,48	0,13	0,44	6,68	1,97	0,017	0,51	0,042	0,091	81,10	0,16	0,078	0,031
T.2	18,21	0,11	0,25	3,99	2,69	0,030	0,074	0,0032	0,13	62,83	0,25	0,16	0,13
T.3	9,79	0,41	0,73	16,17	9,79	0,11	0,23	0,12	0,17	61,82	0,29	0,18	0,0013
T.4	8,27	0,078	0,59	15,57	7,21	0,038	0,27	0,11	0,040	67,15	0,16	0,18	0,052
TA.5	22,24	0,82	0,12	19,12	26,22	0,22	0,10	0,13	0,025	30,22	0,48	0,14	0,005
TA.6	8,90	0,70	0,13	15,54	16,94	0,18	0,084	0,057	0,16	55,89	0,58	0,13	0,013
TA.7	12,31	0,072	0,24	6,27	31,52	0,14	0,077	0,022	0,024	48,06	0,17	0,13	0,034
A.1	42,59	1,43	0,33	16,13	34,89	0,23	0,074	0,063	0,16	3,07	0,35	0,11	0,0014
A.2	58,68	1,20	0,22	9,88	26,87	0,12	0,065	0,009	0,032	1,91	0,32	0,12	0,0014
A3	21,40	1,23	0,31	23,15	48,24	0,25	0,10	0,12	0,026	3,04	0,21	0,11	0,0014
A.4	47,02	0,38	0,44	12,20	34,14	0,027	0,095	0,026	0,028	3,34	0,28	0,15	0,0014
O.1	16,96	0,58	2,10	7,27	14,03	6,07	0,42	0,022	0,041	51,75	0,31	0,12	0,050
O.2	16,46	0,15	0,092	1,45	6,34	0,48	0,14	0,002	0,027	70,21	0,21	0,14	0,033

Анализ состава шлака и металла является подтверждением этого утверждения - в шлаке содержание FeO не более 8 %, содержание TiO_2 более 80 %, при этом содержание титана в металле не более 0,2 %. Протекание металлотермических процессов, особенно, в своей активной фазе, характеризуется значительными выбросами, при этом часть легковесных составляющих термитной смеси уносится горячими газовыми потоками. Легковесной составляющей в термитной смеси, состоящей из окалины и титана, является железная окалина. В алюмотермитной смеси легковесной составляющей является алюминиевый порошок. Следовательно, некоторое количество легковесной составляющей уносится горячими газовыми потоками и в металлотермических процессах не участвует. Степень полноты протекания титанотермического восстановления железа определяется количеством получаемых продуктов реакции (оксида титана TiO_2 и FeO) в шлаке и зависит от исходного количества железной окалины в титанотермитной смеси (рисунок 1).

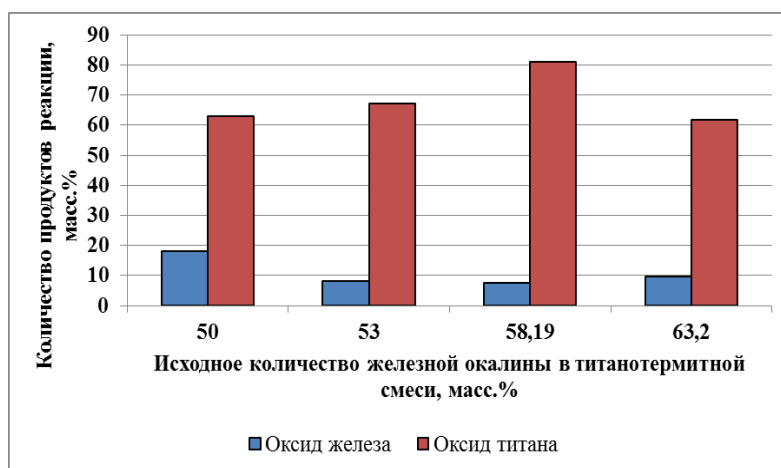


Рисунок 1 – Степень полноты протекания металлотермического восстановления железа в титанотермитной смеси

Степень полноты протекания алюминотермического восстановления железа также определяется количеством получаемых продуктов реакции (оксидов железа FeO и оксидов алюминия Al_2O_3) в шлаке и зависит от исходного количества железной окалины в алюминотермитной смеси (рисунок 2).

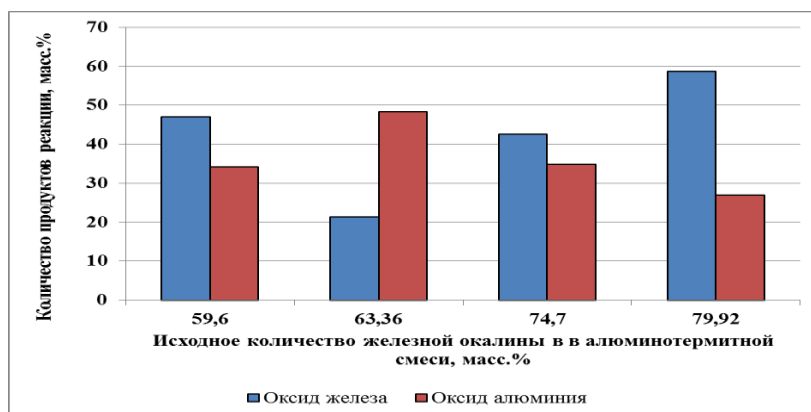


Рисунок 2 – Степень полноты протекания металлотермического

восстановления железа в алюминотермитной смеси

Добавление в состав титаноалюмотермитной смеси небольшого количества алюминиевого порошка обеспечивает полноту взаимодействия и восстановления окалины железа. При этом количество расплавленного металла увеличивается на 30-35 %.

Введение в состав термитной смеси в качестве флюса пыли газоочистки алюминиевого производства уменьшает газовыделение при протекании термических процессов. Помимо этого добавка углеродфторсодержащей флюсовой добавки повышает содержание углерода в получаемом металле и улучшает его физико-механические свойства.

Выводы

1. Разработана титанотермитная технология и определен состав титанотермитной смеси, обеспечивающие получение качественного металла.

2. Добавление в состав металлотермитной смеси небольшого количества алюминиевого порошка обеспечивает полноту взаимодействия и восстановления окалины железа, а также увеличивает количество расплавленного металла.

3. Введение в состав термитной смеси в качестве флюса пыли газоочистки алюминиевого производства уменьшает газовыделение при протекании термических процессов, увеличивает содержание углерода в получаемом металле и повышает его механические свойства.

Библиографический список

1. Подергин В.А. Металлотермические системы. – М.: Металлургия, 1992. – 271 с.
2. Соколов И.П., Пономарев Н.Л. Введение в металлотермию: Учебное пособие для вузов. – М.: Металлургия, 1990. – 135 с.
3. Овчинников В.В. Термитная сварка: Издательство КноРус. 2004.–164 с.
4. Лякишев Н.П. Алюминотермия. М.: Металлургия, 1978. 424 с.
5. Самборук А. Р., Кузнец Е.А., Гурский И.О. Термитная сварка выводов электрохимической защиты/ Современные материалы, техника и технологии. Научно-практический рецензируемый журнал №6 (14), 2017. с. 118 – 122.
6. Каракич Е.А., Самборук А.Р., Майдан Д.А. Термитная сварка // Современные материалы, техника и технологии. Научно-практический рецензируемый журнал, №1 (34), 2021, с.63-67.
7. Термодинамические аспекты восстановления оксидов алюминия и титаном при термитной сварке / Бендре Ю.В., Горюшкин В.Ф., Козырев Н.А., Шевченко Р.А., Ознобихина Н.В. // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2021. Т. 77. № 12. С. 1291-1295.
8. Разработка состава титанотермитной смеси для сварки / Козырев Н.А., Усольцев А.А, Михно А.Р., Шевченко Р.А., Ознобихина Н.В. // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2022. Т. 78. № 7. С. 625-630.

9. Термические константы веществ. Вып. V / Под ред. В.П. Глушко, В.А. Медведева и др. М.: Наука, 1971. 529 с.

10. Влияние введения в шихту для производства порошковой проволоки системы С-Si-Mn-Cr-V-Mo углеродфторсодержащей добавки и никеля / Н. А. Козырев, Д. А. Титов, С. Н. Старовацкая, О. Е. Козырева, В. М. Шурупов // Известия вузов. Черная металлургия. – 2014. – № 4. – С. 34–37.

УДК 669.017.16

ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ ГАФНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ОТЛИВОК В СПЛАВЕ 1570

Зорин И.А.¹, Дриц А.М.^{1,2}, Арышенский Е.В.¹, Коновалов С.В.^{1,3}

¹Самарский национальный исследовательский
университет имени академика С. П. Королева,

г. Самара, Россия, zorin.ia@ssau.ru, arishenskiy.ev@ssau.ru

²АО «Арконик СМЗ», г. Самара, Россия, alexander.drits@arconic.com

³Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, konovalov@sibsiu.ru

Аннотация: Работа посвящена изучению влияния гафния на алюминиевый сплав 1570. Для этого в стальной кокиль были отлиты слитки из сплава 1570 в том числе с добавками гафния 0,1 %; 0,2 %; 0,5 %. При добавлении гафния выпадение наночастиц из пересыщенного твердого раствора при остывании слитка практически прекращается. Механические свойства в литом состоянии снижаются, это вероятно связано с тем, что исчезают частицы $Al_3(Sc, Zr)$, образующиеся при остывании слитка, однако пластичность сплавов с гафнием значительно возрастает.

Ключевые слова: Алюминиевые сплавы, легирование малыми добавками переходных элементов, микроструктура, интерметаллиды, электронная микроскопия.

STUDIES OF THE EFFECT OF HAFNIUM ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF CASTINGS IN ALLOY 1570

Zorin I.A.¹, Drits A.M.^{1,2}, Aryshensky E.V.¹, Konovalov S.V.^{1,3}

¹Samara National Research University,

Samara, Russia, zorin.ia@ssau.ru, arishenskiy.ev@ssau.ru

²AO "Arconic SMZ", Samara, Russia, alexander.drits@arconic.com

³Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia,
konovalov@sibsiu.ru

Annotation: The issue is devoted to the study of the effect of hafnium on aluminum alloy 1570. For this purpose, ingots from alloy 1570 were cast in a steel

coquille, including with additives of hafnium 0,1 %; 0,2 %; 0,5 %. When hafnium is added, the precipitation of nanoparticles from the supersaturated solid solution practically stops when the ingot cools down. Mechanical properties in the cast state decrease, this is probably due to the fact that $\text{Al}_3(\text{Sc},\text{Zr})$ particles that form during ingot cooling disappear, but the plasticity of alloys with hafnium increases significantly.

Keywords: *Aluminum alloys, alloying with small additives of transition elements, microstructure, intermetallics, electron microscopy.*

Введение

Алюминиевые сплавы нашли широкое применение в конструкциях авиационной и космической техники [1-4]. Развитие гражданской авиации и перспектива создания самолетов с длительным ресурсом вызывает необходимость расширения работ по созданию новых алюминиевых сплавов. Поэтому ведется много исследований по разработке новых и совершенствованию существующих алюминиевых сплавов. Одним из направлений является легирование малыми добавками переходных металлов, особенно скандием [4].

Скандий (как и другие переходные металлы) при кристаллизации образует пересыщенный твердый раствор, который распадается при последующем высокотемпературном нагреве. При распаде пересыщенного твердого раствора выделяются дисперсные и когерентные матрице наночастицы фазы Al_3Sc . Они обеспечивают существенный прирост прочностных свойств как за счет своей когерентности, так и из-за способности тормозить процесс рекристаллизации. В итоге прочностные свойства сплавов, содержащих скандий, значительно возрастают [3]. Кроме того, скандий способствует измельчению литого зерна, заметному улучшению свариваемости и увеличению сопротивляемости к различным видам коррозии [4]. Учитывая вышесказанное, можно констатировать, что скандий является одним из самых эффективных легирующих компонентов в алюминиевых сплавах. В тоже время применение скандия ограничивает низкая термостабильность наночастиц. Последние начинают коагулировать и теряют свою когерентность при нагреве свыше 350°C [5].

Повысить термостабильность частиц Al_3Sc , в свою очередь, можно так же за счет дополнительного введения малых добавок гафния. Гафний образует вокруг частиц Al_3Sc оболочку. Последняя из-за низкого коэффициента диффузии гафния термостабилизирует данные частицы. Кроме того, гафний является эффективным модификатором зёрненной структуры [6].

В настоящее время существует значительное число исследований, показывающих как изменяется зёрненная структура, интерметаллидные частицы и свойства алюминиевых сплавов с добавками Sc, однако одновременное влияние добавок гафния и скандия на алюминиевые сплавы до сих пор до конца не исследовано. Поэтому целью данного исследования является изучение влияния гафния на микроструктуру и интерметаллидные частицы в

алюминиевых сплавах с высоким содержанием магния и скандиевыми добавками.

Методика

Образцы из модельных сплавов производили в лабораторных условиях (в индукционной печи средней частоты, размеры слитков 20x40x400 мм, слитки отливали в водоохлаждаемый стальной кокиль при температуре расплава 720–740 °С). В процессе исследования шаг за шагом увеличивалась концентрация гафния для изучения его влияния на зёрненную структуру и механические свойства. В таблице 1 представлен химический состав всех исследуемых сплавов.

Таблица 1 - Химический состав исследуемых сплавов, %

Сплав	Al	Si	Fe	Mn	Mg	Ti	Zr	Sc	Hf
1570	осн.	0,17	0,27	0,44	6,16	0,03	0,05	0,22	-
1570-0,1Hf	осн.	0,17	0,27	0,44	6,16	0,03	0,05	0,22	0,1
1570-0,5Hf	осн.	0,17	0,27	0,44	6,16	0,03	0,05	0,22	0,5

Экспериментальные плавки проводились в среднечастотной индукционной печи с использованием графитового тигля, вес расплава составлял 4-5 кг. Масса отлитого слитка составляла 3 кг. Температура литья составляла 720 – 740 °С. Перед заливкой расплавленного металла в литейную форму его рафинировали карналлитовым флюсом, вводимым из расчета 5 г на 1 кг шихты. После этого с поверхности расплавленного металла удалялся ликвационный слой. После затвердевания слиток извлекался из кокиля и охлаждался в воде.

Испытания на одноосное растяжение производили согласно ГОСТ 1497-84 на универсальной испытательной машине Zwick / Roell Z050.

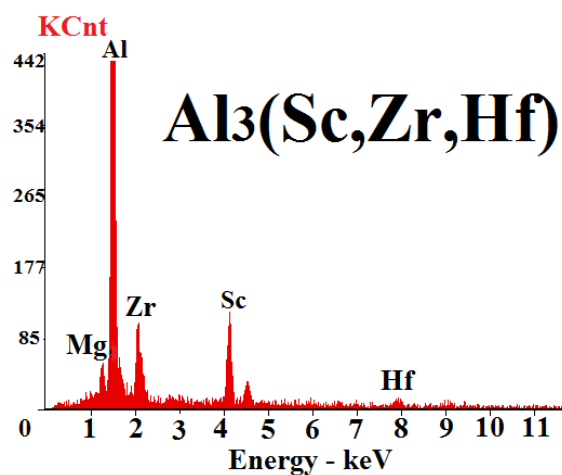
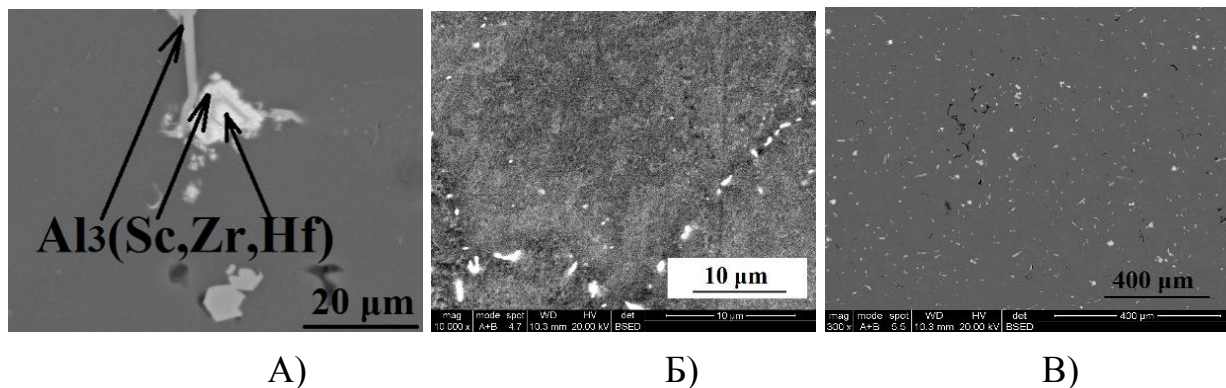
Для образцов в литом состоянии с применением СЭМ JEOL 6390А исследовали интерметаллидные частицы. Изучение химического состава структурных составляющих проводили методом энергодисперсионной спектроскопии при помощи детектора X-Max 80Т в диапазоне энергий 0 – 10 кэВ (энергетическое разрешение детектора составляет 122 эВ). Микроструктура сплавов дополнительно исследовалась на просвечивающем электронном микроскопе JEM-2100 при напряжении 200 кВ.

Результаты исследований и их обсуждение

В сплаве 1570 наблюдаются большое количество частиц близких к $Al_3(Fe, Si)$ [7], в нем так же содержатся магниевосодержащие частицы близкие к Mg_2Si [7]. При кристаллизации так же возникают первичные частицы по химическому составу близкие к Al_3Sc [8]. Данные частицы, имеют в составе так же цирконий, вследствие хорошей растворимости последнего в фазе Al_3Sc [9]. Мелкодисперсные частицы не были обнаружены методами сканирующей электронной микроскопии. Это объясняется тем, что последние представлены в основном нанодисперстными $Al_3(Sc, Zr)$ и поэтому не могут быть обнаружены при таком увеличении. В твердом растворе в основном

наблюдается магний.

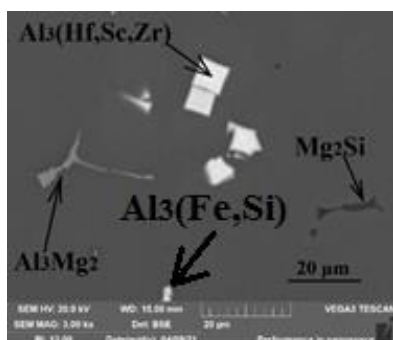
В сплавах 1570–0,1Hf (рисунок 1) образуются такие же интерметаллидные фазы что и в сплаве 1570, с той разницей, что в частицах близких к Al_3Sc кроме циркония наблюдается гафний. Последний так же, как и цирконий растворяется в частицах Al_3Sc [10].



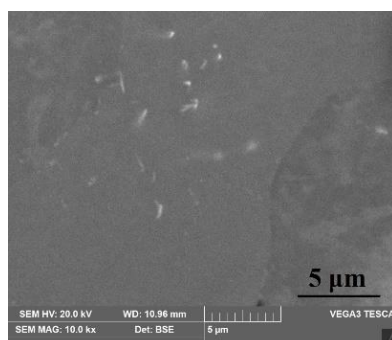
- А) Основные типы интерметаллидных соединений
 Б) Мелкие дисперсоиды В) Крупные частицы
 Г) Результат исследования энергодисперсионного анализа

Рисунок 1 - Изображения СЭМ сплава 1570–0,1Hf

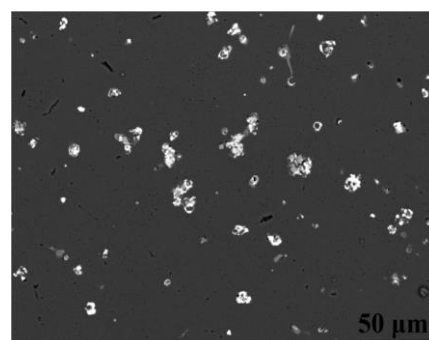
В сплаве 1570 легированном 0,5 % гафния (рисунок 2) присутствуют частицы близкие $\text{Al}_3(\text{Fe},\text{Si})$. Кроме того, так же наблюдаются магниевосодержащие частицы близкие к бета фазе Al_3Mg_2 , а так же, к упомянутым выше, Mg_2Si и частицы близкие к $\text{Al}_3(\text{Sc},\text{Zr},\text{Hf})$. Общее количество крупных интерметаллидов и их размеры так же заметно возрастают, учитывая, что увеличивается только содержание гафния, можно предположить, что именно он является основным фактором, влияющим на их количество. Основная причина увеличения количества данных частиц, может быть, в том, что гафний, возможно, уменьшает концентрацию скандия необходимого для формирования первичных частиц Al_3Sc . Если это так то, чем больше гафния, тем больше количество Al_3Sc .



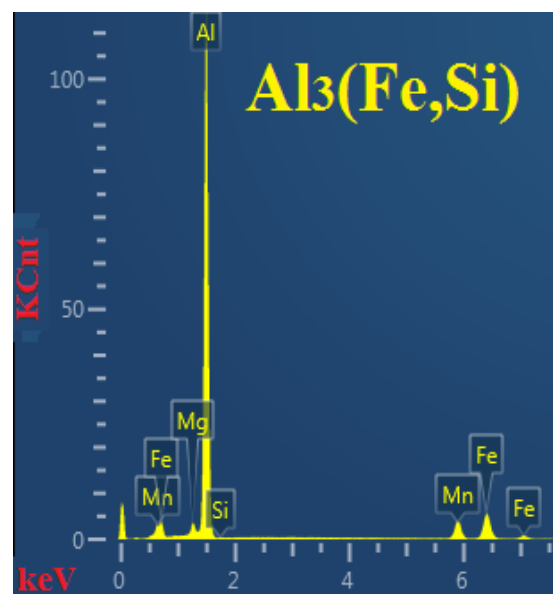
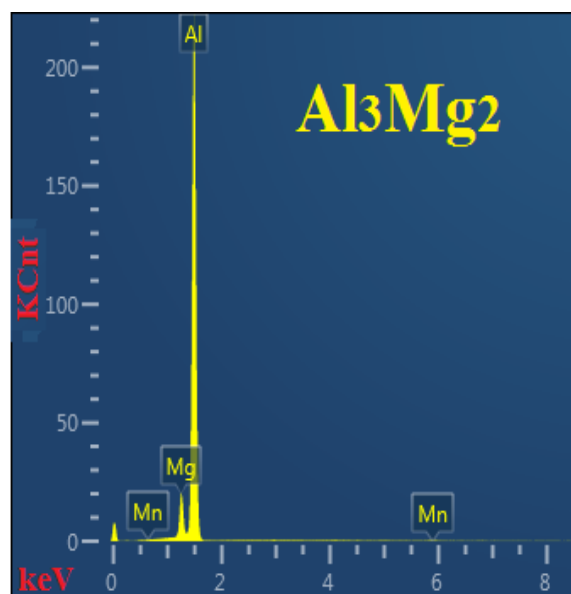
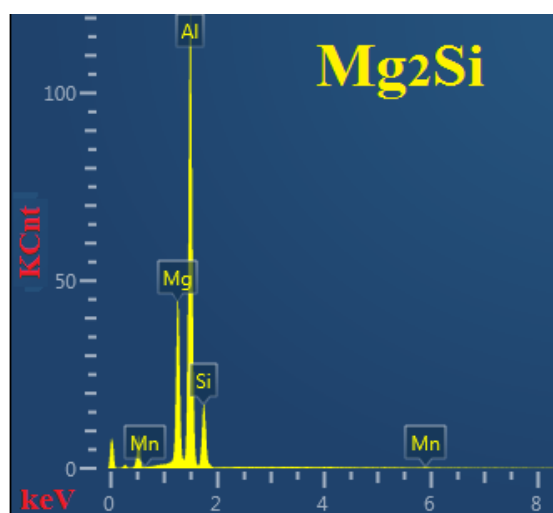
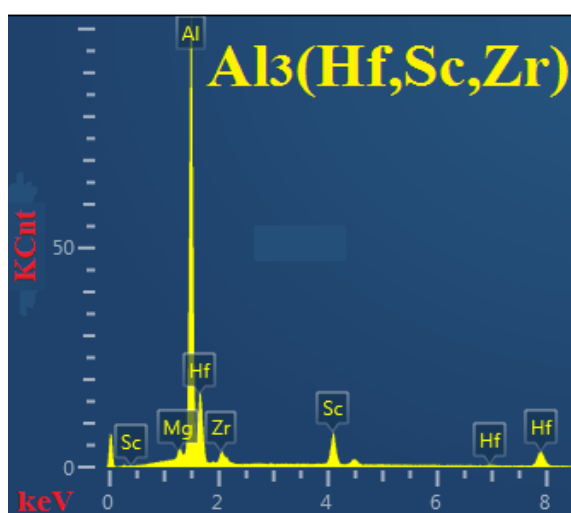
A)



B)



B)



Г)

- А) Основные типы интерметаллидных соединений ;
 Б) Мелкие дисперсоиды В) Крупные частицы ;
 Г) Результат исследования рентгеноструктурного анализа
- Рисунок 2 – Изображения СЭМ сплава 1570–0,5Hf

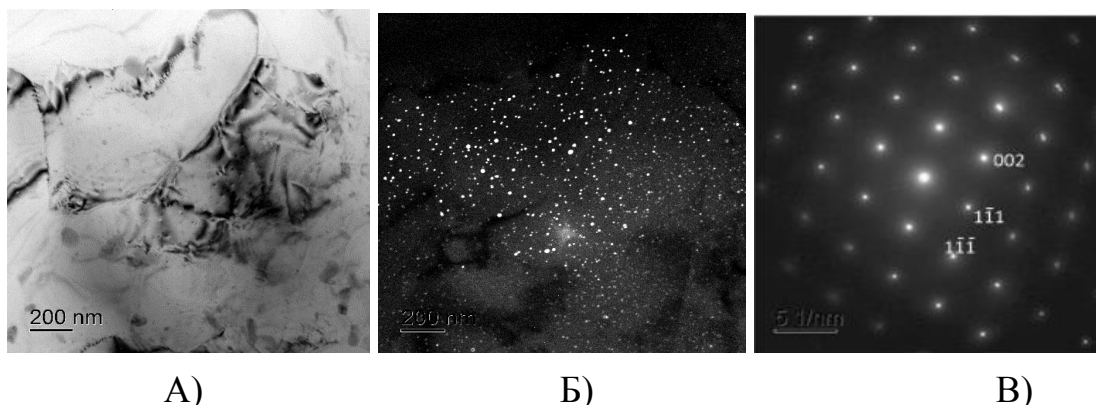


Рисунок 4 – Изображения тонкой структуры сплава 1570 в светлом поле (А), темном поле (Б) и полученная картина дифракции (В)

Вследствие высокой диффузии скандия в алюминии после кристаллизации слитка и его последующего остывания происходит прерывистый распад пересыщенного твердого раствора, который образовался ранее в процессе литья. В ходе прерывистого распада образуется множество когерентных и полукogerентных частиц $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ (рисунок 4). В сплавах же, легированных гафнием, частицы $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ не образуются так скандий в данном случае содержится в крупных первичных частицах, а не в пересыщенном твердом растворе из-за чего прерывистого распада не происходит.

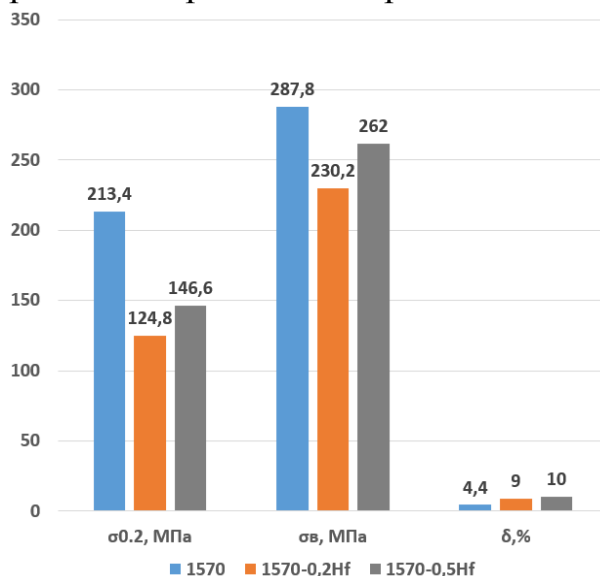


Рисунок 5 – Механические свойства сплавов в литом состоянии

Как видно из рисунка 5 механические свойства в литом состоянии при добавлении гафния падают. Это объясняется тем, что гафний хоть и дает небольшое твердорастворное упрочнение, однако может вызывать более интенсивное образование первичных интерметаллидов и тем самым снижать количество мелкодисперстных частиц типа $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$, образующихся при остывании слитка после литья. В то же время, стоит отметить, что легирование гафнием более чем в два раза увеличивает пластичность

сплавов. Однако для того чтобы установить, что является этому причиной, необходимы дополнительные исследования.

Выводы

При исследовании сплава 1570 были обнаружены крупные интерметаллиды $\text{Al}_3(\text{Fe},\text{Si})$ и Mg_2Si , а также некоторое количество нанодисперсных частиц $\text{Al}_3(\text{Sc},\text{Zr})$ образовавшихся, в основном, из-за прерывистого распада пересыщенного твердого раствора. В тоже время в сплавах, содержащих гафний, в дополнение к вышеупомянутым частицам были обнаружены $\text{Al}_3(\text{Sc},\text{Zr},\text{Hf})$, Al_6Mn , и Al_3Mg_2 . Стоит также отметить, что значительная часть скандия находится в крупных первичных частицах и по этой причине при остывании слитка не образуются частицы $\text{Al}_3(\text{Sc},\text{Zr})$. Это и объясняет некоторое снижение механических свойств в литом состоянии у сплавов, легированных гафнием.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-01506.

Библиографический список

1. Savchenkov S., Kosov Y., Bazhin V., Krylov K., Kawalla R. Microstructural master alloys features of aluminium-erbium system. Crystals. 2021. Vol. 11. No. 11. Art. 1353.
2. Du H., Zhang S., Zhang B., Belov N., Liu Z. Ca-modified Al-Mg-Sc alloy with high strength at elevated temperatures due to a hierarchical microstructure. Journal of Materials Science. 2021. Vol. 56. No. 28. P. 16145-16157.
3. Бронз А.В., Ефремов. В.И., Плотников А.Д., Чернявский А.Г. Сплав 1570 – материал для герметичных конструкций перспективных многоразовых изделий РКК «Энергия». Космическая техника и технологии. 2014. No. 4. С. 62-67.
4. Захаров В.В. Влияние скандия на структуру и свойства алюминиевых сплавов. Металловедение и термическая обработка металлов. 2003. No. 7. С. 7-15.
5. Hallem H., Marthinsen K., Lefebvre W., Danoix F., Forbord B. The formation of $\text{Al}_3(\text{Sc}_x\text{Zr}_y\text{Hf}_{1-x-y})$ -dispersoids in aluminium alloys. Materials Science and Engineering. 2006. Vol. 421. No. 1–2. P. 154–160.
6. Li H-y, Li D-w, Zhu Z-x, Chen B-a, Xin C, Yang C-l, Zhang H-y, Kang W. Grain refinement mechanism of as-cast aluminum by hafnium. Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2016. Vol. 26. No. 12. P. 3059-3069.
7. Blake, N. Hopkins, M.A. Constitution and age hardening of Al-Sc alloys. Journal Material Science. 1985. Vol. 20. P. 2861–2867.
8. Wang, F., Qiu, D., Liu, Z.L., Taylor, J.A., Easton, M.A., Zhang, M.X. The grain refinement mechanism of cast aluminium by zirconium. Acta Materiala. 2013. Vol. 61. No. 15. P. 5636-5645.
9. Davydov, V.G., Elagin, V.I., Zakharov, V.V., Rostova T.D. Alloying aluminum alloys with scandium and zirconium additives. Metal science and heat treatment. 1996. Vol. 38. No. 7-8. P. 347-352.
10. Rokhlin, L.L., Bochvar, N.R., Boselli, J., Dobatkina, T.V. Investigation of the Phase Relations in the Al-Rich Alloys of the Al-Sc-Hf System in Solid State. Journal of Phase Equilibria and Diffusion. 2010 Vol. 31 P. 327–332.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ГАФНИЯ И ЭРБИЯ
НА МИКРОСТРУКТУРУ ЛИТЕЙНОЙ ЗАГОТОВКИ
В ВЫСОКОМАГНИЕВОМ АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ
ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫМ СКАНДИЕМ**

**Арышенский В.Ю.¹, Арышенский Е.В.¹, Рагазин А.А.¹,
Бахтегареев И.Д.¹, Коновалов С.В.^{1,2}**

¹*Самарский национальный исследовательский
университет имени академика С. П. Королева,
г. Самара, Россия, inzilbah@yandex.ru, arishenskiy.ev@ssau.ru,
ragazin.aa_ssau.ru, arysh54@mail.ru*

²*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, konovalov@sibsiu.ru*

Аннотация. Работа посвящена изучению влияния эрбия и гафния на микроструктуру (размер зерна) отливок из алюминиевого сплава системы Al-Mg-Mn-Zn-Sc-Zr (далее 1591). Для этого в стальной кокиль были отлиты слитки из 9-модификаций с различным содержанием гафния и эрбия. Установлено, что в сплаве 1591 без добавок гафния и эрбия образуется дендритная структура с размером зерна ≈ 373 мкм. При добавлении в сплав 1591 гафния и эрбия в количестве 0,16 (% (вес)) образуется мелкозернистая не дендритная структура с размерами зерен 32-38 мкм.

Ключевые слова: Алюминиевые сплавы, легирование малыми добавками переходных элементов, модифицирование, микроструктура, размер зерна.

**INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF HAFNIUM AND
ERBIUM ON THE MICROSTRUCTURE OF A CASTING BILLET
IN A HIGH-MAGNESIUM ALUMINUM ALLOY WITH
ECONOMICALLY ALLOYED SCANDIUM**

**Aryshensky V.Yu.¹, Aryshensky E.V.¹, Ragazin A.A.¹,
Bakhtegareev I.D.¹, Konovalov S.V.^{1,2}**

¹*Samara National Research University named after
Academician S. P. Korolev, Samara, Russia, inzilbah@yandex.ru ,
arishenskiy.ev@ssau.ru , ragazin.aa ssau.ru , arysh54@mail.ru*

²*Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, konovalov@sibsiu.ru*

Abstract. The work is devoted to the study of the influence of erbium and hafnium on the microstructure (grain size) of castings made of aluminum alloy of the Al-Mg-Mn-Zn-Sc-Zr system (hereinafter 1591). For this purpose, ingots of 9 modi-

fications with different contents of hafnium and erbium were cast into a steel co-quille. It was found that a dendritic structure with a grain size of ≈ 373 microns is formed in alloy 1591 without the addition of hafnium and erbium. When hafnium and erbium are added to the alloy 1591 in an amount of 0.16 (% weight), a fine-grained non-dendritic structure with grain sizes of 32-38 microns is formed.

Keywords: Aluminum alloys, alloying with small additives of transition elements, modification, microstructure, grain size.

Введение

Алюминиевые сплавы являются неотъемлемой частью в самолётостроении, автомобилестроении и ракетостроении, их применяют в изделиях, где требуется низкий вес в сочетании с высокими прочностными свойствами [1-3]. Для улучшения первичных свойств сплавов и устранения недостатков применяют переходные элементы (ПЭ) [4].

Довольно эффективным легирующим компонентом является редкоземельный металл скандий, который модифицирует литую структуру сплавов, что в итоге приводит к повышению механических свойств [5]. В настоящее время алюминиевые высокомагниевого сплавы экономнолегированные скандием являются востребованными. Один из недостатков применения Sc в алюминиевых сплавах, (помимо его высокой стоимости) является низкая стабильность твердого раствора Sc в алюминии и высокая скорость коагуляции продуктов распада (в результате которой эффект от легирования значительно снижается). Для увеличения стойкости раствора и снижения скорости коагуляции сплав дополнительно легируют цирконием [6].

С целью удешевления алюминиевых сплавов с добавлением скандия применяют гафний и эрбий. Данные элементы модифицируют литую структуру, повышают дисперсность и термостабильность частиц Al_3Sc , вследствие чего повышаются механические свойства [7]. На основе этого Самарскими учёными был разработан сплав системы Al-Mn-Mg-Zn-Zr-Sc-Hf-Er [8]. Эрбий в алюминий-магниевом сплаве приводит к измельчению структуры зерна, повышая тем самым твердость, прочность и термическую стабильность [9]. Гафний способствует модифицированию структуры, повышению температуры рекристаллизации, увеличению микротвёрдости, улучшению коррозионной стойкости свариваемости и пластичности [10]. Положительное влияние на свойства сплавов говорит о том, что данные добавки (Hf и Er) являются эффективным способом сократить количество добавок Sc.

Целью данной работы является изучение влияния гафния и эрбия на размер зерна литейной заготовки в высокомагниевого экономнолегированных скандием алюминиевых сплавов.

Методика

Опытные плавки проводились на индукционной печи средней частоты емкостью 10 кг. Масса отливаемого слитка составляла 3 кг. Для изучения влияния гафния и эрбия на микроструктуру литейной заготовки проведено 9 опытных плавов. За основу был выбран сплав системы Al-Mn-Mg-Zn-Zr-Sc

(далее 1591). В процессе исследования к базовому сплаву были добавлены эрбий в количестве 0,03–0,16 % вес. и гафний в количестве 0,05–0,16% вес. для изучения зеренной структуры отливки.

В качестве шихтовых материалов для приготовления опытных сплавов использовались следующие шихтовые материалы: первичный алюминий марки А85, магний первичный марки МГ90, цинк марки Ц1, лигатура марок Al-Mn10, Al-Zr5, Al-Sc2, Al-Er5, Al-Hf2.

Все шихтовые материалы перед загрузкой в печь взвешивались на электронных весах МЕХЭЛЕКТРОН-М ВР4900 до 15 кг с погрешностью 5 г и на электронных весах МИДЛЕНА 251 до 500 г с погрешностью 0,1 г.

Загрузка шихтовых материалов в печь производилась вручную. В первую очередь производилась загрузка первичного алюминия и его плавление. После расплавления первичного алюминия достижения температуры 730 °С производилось снятие шлака с поверхности расплава. Далее расплав нагревался до температуры 770–790 °С и производилась присадка лигатур Al-Sc2, Al-Hf-2, AlZr5, Al-Mn10 порциями по 300 г с последующим перемешиванием и выдержкой расплава в течение 5 мин. После присадки всей рассчитанной лигатуры расплав охлаждался до температуры 740 °С и производилась присадка легирующих компонентов (Mg, Zn) по расчету. Далее производилось перемешивание расплава в течение 3-х минут с последующим нагревом расплава до температуры 740 °С и отбор пробы на экспресс-анализ химического состава плавки. Результаты химического состава всех опытных плавок представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав исследуемых сплавов

Сплав	Массовая доля элементов, %								
	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Zr	Sc	Er*	Hf*
1591	0,03	0,06	0,42	5,54	0,2	0,1	0,14	-	-
1591Er0,03 Hf 0,05	0,04	0,07	0,41	5,54	0,2	0,1	0,14	0,03	0,05
1591Er0,03 Hf0,1	0,04	0,07	0,41	5,58	0,2	0,1	0,14	0,03	0,1
1591Er0,03-Hf0,16	0,05	0,08	0,41	5,58	0,2	0,1	0,14	0,03	0,16
1591Er0,1-Hf0,05	0,04	0,07	0,41	5,57	0,2	0,1	0,14	0,1	0,05
1591Er0,1-Hf0,1	0,05	0,08	0,41	5,53	0,2	0,1	0,14	0,1	0,1
1591Er0,1-Hf0,16	0,05	0,08	0,41	5,57	0,2	0,1	0,14	0,1	0,16
1591Er0,16-Hf0,05	0,04	0,07	0,41	5,55	0,2	0,1	0,14	0,16	0,05
1591Er0,16-Hf0,1	0,05	0,08	0,42	5,56	0,2	0,1	0,14	0,16	0,1
1591Er0,16-Hf 0,16	0,05	0,09	0,41	5,58	0,2	0,1	0,14	0,16	0,16
*- Указанное в таблице содержание Er, Hf согласно расчету.									

Перед сливом металла в изложницу производилось рафинирование расплава карналлитовым флюсом в количестве 15 г. Разливка расплава осу-

ществлялась в предварительно разогретую стальную изложницу для минимизации пористости в донной части отливки. После кристаллизации слиток извлекался из изложницы помещался в емкость с водой для полного охлаждения с последующей отправкой на исследования.

Для исследования микроструктуры исследуемых сплавов от слитков производился отбор образцов размерами 20х20мм с донной части слитка. Методика подготовки образцов состояла в механической шлифовке, полировке и электрополировке. Электрополировку проводили при температуре 85–110 оС и напряжении 10–30 В в электролите следующего состава: 500 мл H_3PO_4 ; 300 мл H_2SO_4 ; 50 г CrO_3 ; 50 мл H_2O . На всех полученных образцах было проведено изучение структуры методами оптической металлографии, с увеличением в 50 раз. Подсчет размера зерна – методом секущих по ГОСТ 21073.2.

Результаты исследований и их обсуждение

В процессе кристаллизации слитков часть элементов выделяются из расплава в виде частиц алюминидов Al_3Sc , Al_3Zr , Al_3Er , и Al_3Hf а другая часть скандия, циркония, эрбия и гафния фиксируется в пересыщенном твердом растворе. Алюминиды, выделяющиеся из расплава, являются центрами кристаллизации зерен твердого алюминиевого раствора и определяют зерненую структуру слитков. На рисунке 1 представлена микроструктура сплава 1591 без добавления Hf и Er.

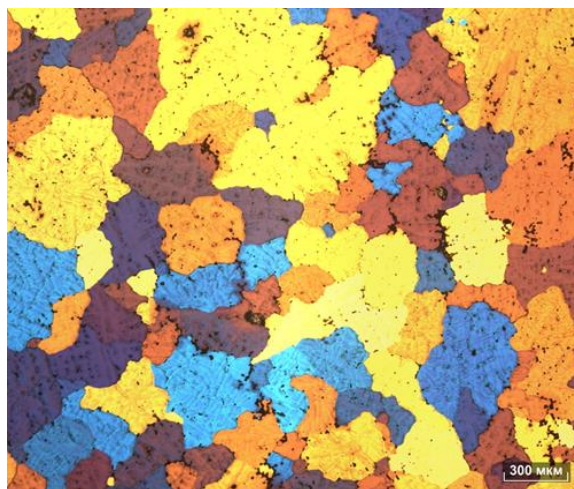
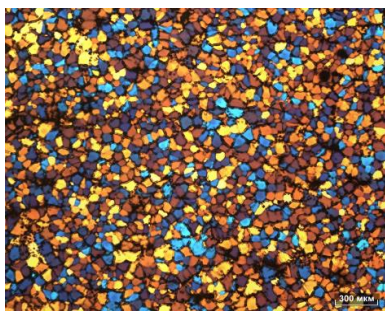


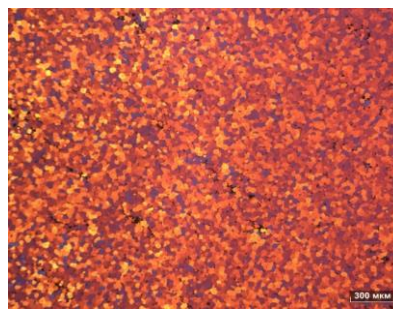
Рисунок 1- Микроструктура сплава 1591 без легирования гафнием и эрбием

Как видно из рисунка 1 в сплаве 1591 без легирования гафнием и эрбием выявлена дендритная структура с размером зерна 373 мкм. Это объясняется тем, что при содержании в сплаве системы Al-Mn-Mg-Zn скандия 0,14 (% вес) и циркония 0,1 (% вес) модифицирование структуры не происходит за счет того, что эти элементы перешли в твердый пересыщенный раствор и не образовали интерметаллидов, которые бы служили центрами кристаллизации.

На рисунке 2, приведены снимки микроструктуры двух образцов 1591Er0,03 Hf 0,05 (самое крупное зерно 97 мкм) и 1591Er0,16 Hf 0,16 (самое мелкое – 32 мкм).



а)



в)

Рисунок 2 – Микроструктура образцов сплавов а) 1591Er_{0,03} Hf_{0,05};
б) 1591Er_{0,16} Hf_{0,16}.

Как видно из рисунка 2 при легировании сплава 1591 эрбием и гафнием происходит модифицирование литой структуры от 3 до 10 раз в зависимости от содержания гафния и эрбия. На рисунке 3 приведена зависимость размера зерна от общего количества элементов.

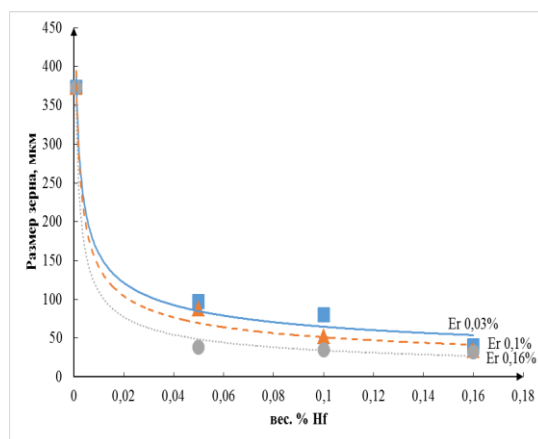


Рисунок 3 – Зависимость размера зерна от общего количества элементов

Исходя из полученных графиков, можно сделать вывод, что, как эрбий, так и гафний, являются эффективными модификаторами за счет образования новых центров кристаллизации алюминидов Al_3Er и Al_3Hf . При этом необходимо отметить, что при увеличении количества содержания гафния и эрбия эффект модифицирования увеличивается.

Регрессионным анализом получена аналитическая запись зависимости размеров зерна (D , мкм) относительно количества исследуемых РЗМ в сплаве:

$$D = 2,782 * (\text{вес. \% Hf})^{-0,2317} * (\text{вес. \% Er})^{-0,2285}$$

Данная формула подтверждает все вышесказанные выводы и может быть рекомендована для оценочного прогнозирования размера зерна в литой заготовке сплава 1591 (литье в стальной кокиль), в пределах от 0,05 до 0,16% гафния и от 0,03 до 0,16 % эрбия.

Выводы

В заключение можно сделать вывод о том, что в сплаве 1591 без легирования гафнием и эрбием получена дендритная структура с размером зерна

373 мкм. При легировании гафнием и эрбием возможно измельчение зерна в литой заготовке сплава 1591 в 10 раз до 32 мкм, при этом стоит отметить, что при увеличении содержания гафния и эрбия до 0,16 вес% происходит максимальное модифицирование литой структуры.

Ввиду того, что измельчение зерна в литой заготовке это не основная причина легирования переходными элементами сплавов серии Al-Mg, авторами работы планируется продолжить изучение механических свойств и структуры полученных образцов при различных режимах термомеханической обработки.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00810, <https://rscf.ru/project/22-19-00810/>.

Библиографический список

1. Ibragimov V.E., Bazhin V.Yu. Modern technologies of aluminum slag processing based on salt-free environmentally oriented methods //Natural and technical sciences. 2020. No. 6. pp. 155-162. (In Russ.).
2. Deev V.B., Ri E.H., Prusov E.S., Ermakov M.A., Goncharov A.V. Grain Refinement of Casting Aluminum Alloys of the Al–Mg–Si System by Processing the Liquid Phase Using Nanosecond Electromagnetic Pulses //Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2021. T. 62. №. 5. С. 522-530.
3. Deev V., Prusov E., Shurkin P., Chen, X., Konovalov S. Effect of La addition on solidification behavior and phase composition of cast Al-Mg-Si Alloy //Metals. 2020. T. 10. №. 12. С. 1673.
4. Ocenasek V., Slamova M. Resistance to recrystallization due to Sc and Zr addition to Al–Mg alloys //Materials Characterization. – 2001. – Т. 47. – №. 2. – С. 157-162.
5. Zakharov V. V. Kinetics of decomposition of the solid solution of scandium in aluminum in binary Al–Sc alloys //Metal Science and Heat Treatment. 2015. T. 57. №. 7. С. 410-414.
6. Давыдов В. Г. и др. О легировании алюминиевых сплавов добавками скандия и циркония //МиТОМ. – 1996. – №. 8. – С. 25.
7. Li H. et al. Grain refinement mechanism of as-cast aluminum by hafnium //Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2016. – Т. 26. – №. 12. – С. 3059-3069.
8. Патент N 2726520 Российская Федерация, МПК C22C 21/06 (2006.01), C22C 21/06 (2020.01). Свариваемый термически не упрочняемый сплав на основе системы Al-Mg: N 2019127818: заявл. 03.09.2019: опубликовано 14.07.2020 / Дриц А.М., Арышенский В.Ю., Арышенский Е.В., Захаров В.В.; заявитель Самарский университет. - 6 с. : ил. - Текст : непосредственный.
9. Booth-Morrison C., Dunand D. C., Seidman D. N. Coarsening resistance at 400 C of precipitation-strengthened Al–Zr–Sc–Er alloys //Acta Materialia. 2011. T. 59. №. 18. С. 7029-7042.
10. Hori S. et al. Solidified Structure, Precipitation and Recrystallization Characteristics of Al-Hf Alloys. – 1981.

О ВОЗМОЖНОСТИ ИНТЕНСИФИКАЦИИ ПРОЦЕССА МЕТАЛЛИЗАЦИИ ЖЕЛЕЗОРУДНОГО СЫРЬЯ

Якушевич Н.Ф.¹, Строкина И.В.¹, Полях О.А.¹, Ноздрин И.В.¹,
Безрукова Е.С.¹, Ноздрин Е.В.²

¹Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, kafcmet@sibsiu.ru

²АО «Арселор Миттал Темиртау», г. Темиртау, Казахстан

Аннотация. Выполнен расчет и построение диаграммы фазово-химических равновесий в сложной системе Fe-C-O₂-H₂. Охарактеризованы окислительно-восстановительные свойства газовой фазы системы посредством изменений значений кислородного потенциала. Определены оптимальные параметры углеродотермического восстановления оксидов железа в присутствии водорода.

Ключевые слова: термодинамика, восстановительный обжиг, кислородный потенциал, углеродистые восстановители, степень восстановления.

ON THE POSSIBILITY OF INTENSIFICATION OF THE METALLIZATION PROCESS OF IRON ORE RAW MATERIALS

Yakushevich N.F.¹, Strokina I.V.¹, Polyah O.A.¹, Nozdrin I.V.¹,
Bezrukova E.S.¹, Nozdrin E.V.²

¹ Siberian state industrial university,
Novokuznetsk, Russia, kafcmet@sibsiu.ru

² JSC "Arcelor Mittal Temirtau", Temirtau, Kazakhstan

Abstract. The calculation and construction of a diagram of phase-chemical equilibria in a complex Fe-C-O₂-H₂ system has been performed. The redox properties of the gas phase of the system are characterized by changes in the values of the oxygen potential. Optimal parameters of carbon-thermal reduction of iron oxides in the presence of hydrogen have been determined.

Keywords: thermodynamics, reduction roasting, oxygen potential, carbon reducing agents, degree of reduction.

В современной металлургической промышленности при использовании в шихте металлизированного железорудного сырья, процесс восстановления оксидов железа в 85 % случаев осуществляется конвертированным природным газом, состоящим, в основном, из CO+H₂. Соответствующие установки газофазного восстановления требуют дополнительных конструктивных затрат, связанных с каталитическим конвертированием и подводом газавосстановителя. Оптимальную восстановительную газовую среду можно со-

здать при углеродотермическом восстановлении с добавлением в газовую фазу определенного количества водорода. Твердый углерод в этом случае играет роль регенератора CO и H_2 по реакциям $CO_2 + C = 2CO$ и $H_2O + C = H_2 + CO$. Такой режим может быть обеспечен при применении в качестве восстановителей полукоксов бурых или длиннопламенных углей, торфа или тощих и слабоспекающихся углей – наиболее дешевых и недефицитных материалов с большим содержанием летучих.

Хорошо изучены закономерности восстановления оксидов железа в отдельных системах Fe-C-O и Fe-O-H [1], а термодинамические показатели комплексной системы Fe-C-O₂-H₂ до сих пор не охарактеризованы. Важно обозначить параметры перехода оксидов железа между собой, выявить термодинамические условия для полного и неполного восстановления в системе Fe-C-O₂-H₂.

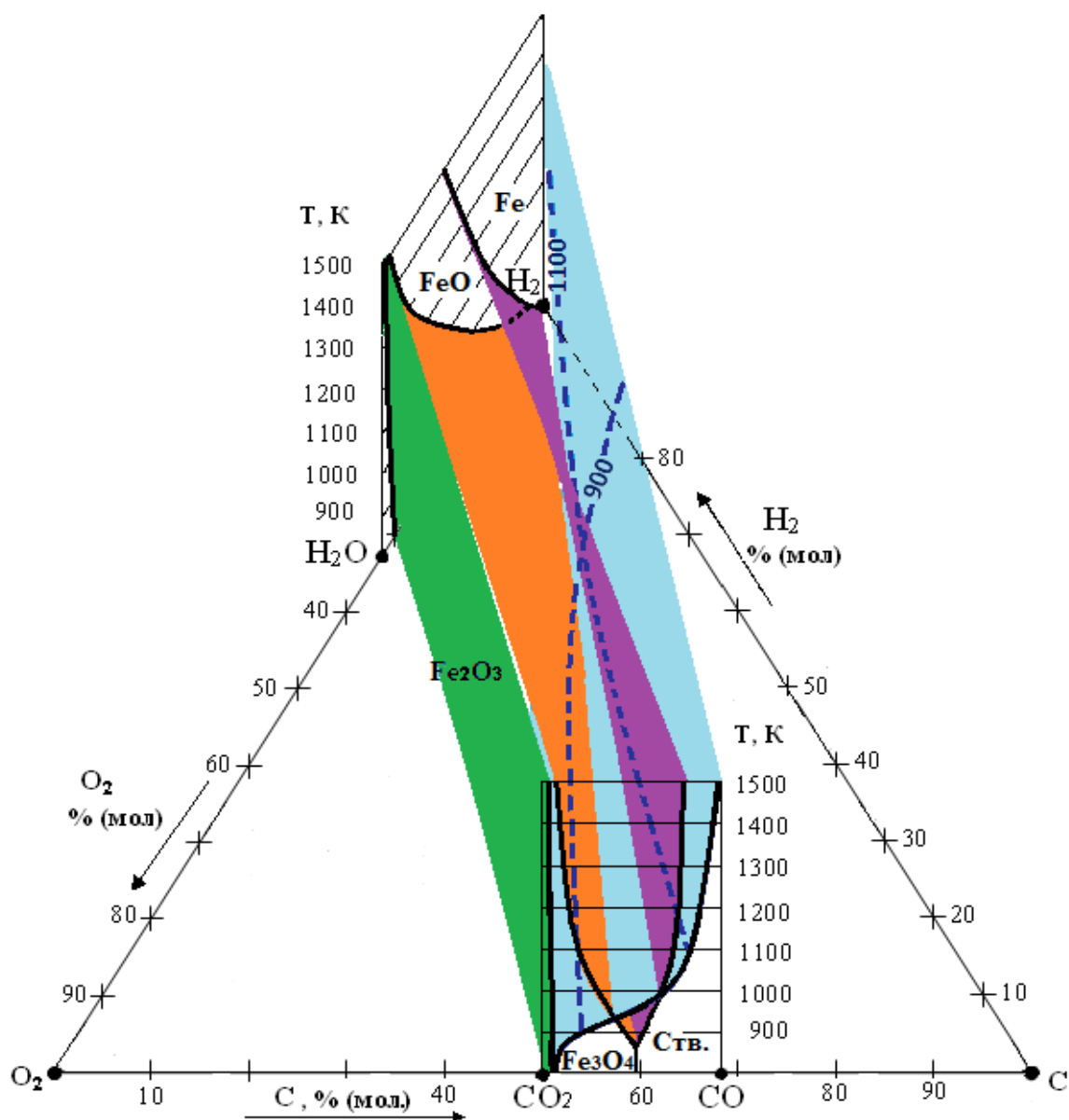
Обобщение имеющегося материала по количественным характеристикам равновесия реакций восстановления оксидов железа в отдельных системах Fe-C-O и Fe-C-H, показало, что изменения термодинамических характеристик прочности оксидов железа в сложной системе Fe-C-O₂-H₂ закономерны и протекание реакций окисления и восстановления зависит от таких термодинамических параметров как температура, давление, состав газовой фазы. Обозначение фазово-химических превращений в системе Fe-O₂-C-H₂ осуществлялось при помощи программного обеспечения MathCAD по методике термодинамического расчета равновесного состава для случая постоянства температуры и давления.

Комплекс расчетов фазово-химических равновесий в системе Fe-C-O₂-H₂, построение диаграмм отдельных равновесных поверхностей, описывающих термодинамические закономерности восстановления высшего оксида до железа металлического и равновесной поверхности углеродоотложения в системе C-O₂-H₂, изложены ранее в работах [2-5].

Обобщенная информация о системе Fe-C-O₂-H₂ представлена на рисунке 1, в виде комплексной диаграммы фазово-химических равновесий, на которой в координатах температура – состав газовой фазы выделены объёмные области существования отдельных твердых фаз (C_{тв}, Fe₂O₃, Fe₃O₄, FeO, Fe), сосуществующих с газовой фазой, состав которой представляется на треугольнике концентраций в координатах C_{тв}-H₂-O₂ (% , мол). Разделяющие эти области поверхности представляют трехфазные равновесия (Fe-FeO-газ, FeO-Fe₃O₄-газ, Fe₃O₄-Fe₂O₃-газ, Fe-C_{тв}-газ), а линии их пересечения – соответствующие четырехфазные равновесия (Fe₃O₄-FeO-C_{тв}-газ, FeO-Fe-C_{тв}-газ).

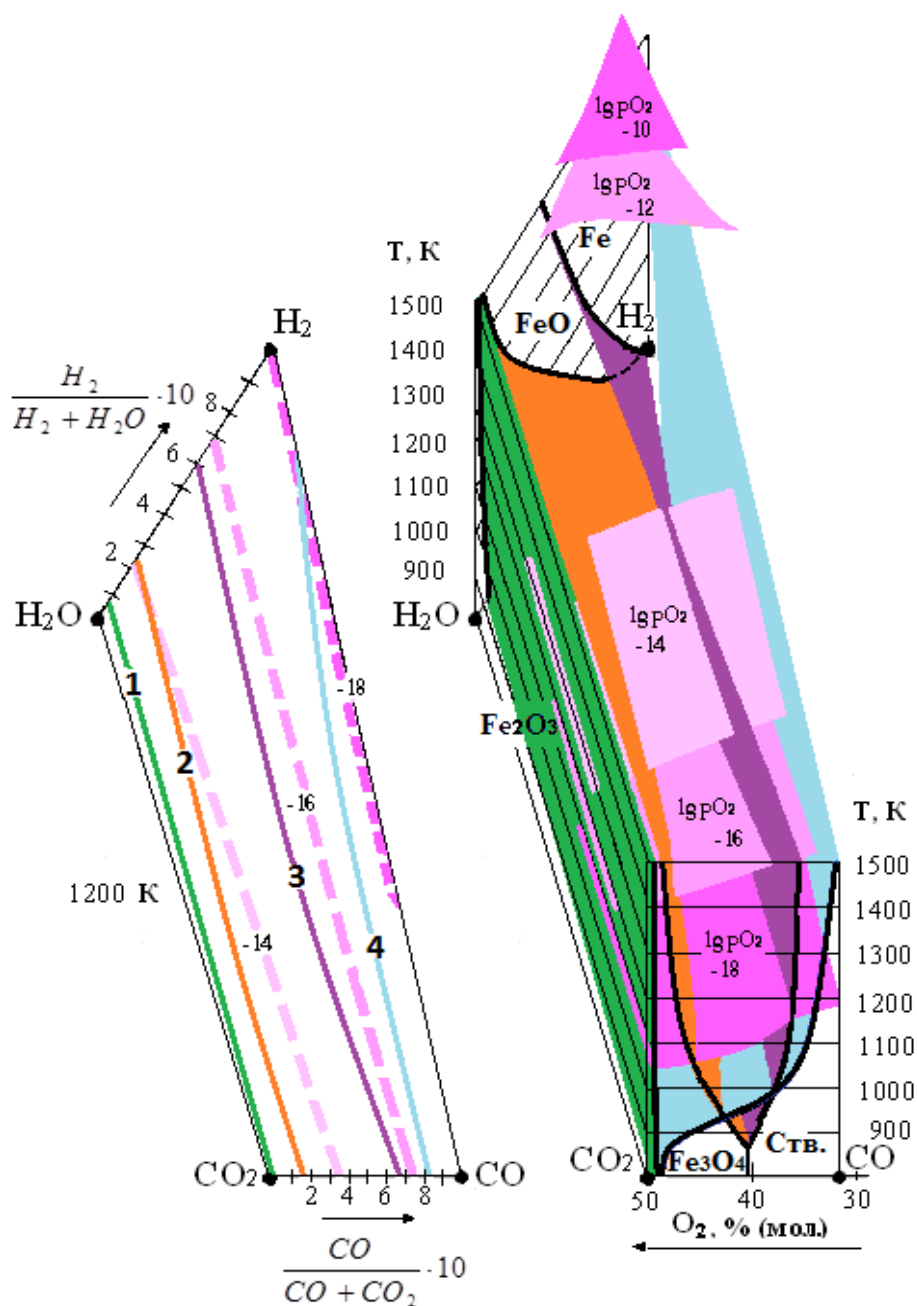
В газовой фазе, содержащей CO, CO₂, O₂, H₂ и H₂O, на довольно широком интервале изменяются состав и свойства газовых смесей от окислительной атмосферы с преимущественным содержанием CO₂ (H₂O) до восстановительной, в которой преобладает CO (H₂). Охарактеризовать состав и окислительно-восстановительные свойства газовой фазы системы Fe-O₂-C-H₂ возможно при помощи величины кислородного потенциала. На рисунке 2

представлены в объемном виде постоянные значения кислородных потенциалов как фрагменты поверхностей одинаковых равновесных значений $\lg pO_2$ (-10, -12, -14, -16, -18).



- - равновесная трехфазная поверхность $Fe_2O_3 - Fe_3O_4$ - газ;
- - равновесная трехфазная поверхность $Fe_3O_4 - FeO$ - газ;
- - равновесная трехфазная поверхность $FeO - Fe$ - газ;
- - равновесная трехфазная поверхность $Fe - C_{тв.}$ - газ;
- — — - изотермы поверхности углеродоотложения

Рисунок 1 - Диаграмма фазово-химических равновесий в системе $Fe-C-O_2-H_2$



- - равновесная трехфазная поверхность $Fe_2O_3 - Fe_3O_4 - \text{газ}$ (справа),
1 - проекция ее изотермы (слева);
- - равновесная трехфазная поверхность $Fe_3O_4 - FeO - \text{газ}$ (справа),
2 - проекция ее изотермы (слева);
- - равновесная трехфазная поверхность $FeO - Fe - \text{газ}$ (справа),
3 - проекция ее изотермы (слева);
- - равновесная трехфазная поверхность $Fe - C_{\text{ств.}} - \text{газ}$ (справа),
4 - проекция ее изотермы (слева);
- ■ - равновесные поверхности $lg pO_2 = \text{const}$

Рисунок 2 - Диаграмма фазово-химических равновесий в системе $Fe-CO-CO_2-H_2-H_2O$ (справа) и ее изотермический разрез при 1200 К (слева)

Пересечение поверхностей $\lg p_{O_2}$ с двухфазными областями системы Fe-C-O₂-H₂, с поверхностями трехфазных равновесий, а также с линиями четырехфазных равновесий, позволяет охарактеризовать основные параметры технологических процессов (температура, окислительно - восстановительные свойства газовой фазы, возможность выделения сажистого углерода). Изотермические сечения объемной диаграммы (например, выделено изотермическое сечение 1200 К) показывают необходимое соответствие параметров (Т, $\lg p_{O_2}$ и состав газовой фазы).

Обогащение газовой фазы системы C-O₂-H₂ водородом сопровождается смещением линий постоянных значений ($-\lg p_{O_2}$) к более отрицательным значениям, т.е. к увеличению восстановительной способности атмосферы. В таблице 1 количественно оценено изменение значений $\lg p_{O_2}$ в зависимости от концентрации водорода в системе.

При температуре ниже 1000 К и содержании водорода в системе более 50% восстановительные свойства атмосферы увеличиваются, в основном, за счет протекания реакций с участием водорода, так как изменение отношения концентрации СО к СО₂ сравнительно малы. Вблизи температуры 1100 К равновесный состав газовой фазы изменяется в сторону больших величин СО/СО₂. Для достижения термодинамически наилучших показателей восстановления, достаточная концентрация водорода в газовой фазе системы Fe-O₂-C-H₂ составляет 10-40 %. Дальнейшее увеличение содержания Н₂ в газовой фазе не влияет на термодинамику восстановительного процесса.

Таблица 1 - Изменение значений $\lg p_{O_2}$, в %, в зависимости от количества присутствующего водорода в газовой фазе C-O₂-H₂ в определенном интервале температур

Концентрация Н ₂ в газовой фазе C-O ₂ -H ₂ , % моль	Температурный интервал, К	Уменьшение $\lg p_{O_2}$, в %
20	1300-1500	2,0
30	1200-1400	2,5
40	1100-1200	2,7
50	1000-1100	3,0
60	900-1000	6,0
70	800-900	8,0
80	700-800	10,0

В работах [2-3] установлено, что степень металлизации железа α порядка 90 % достигается при температурах ≈ 1100 К в системе с содержанием водорода ≈ 40 %, тогда как в системе с 10 % Н₂ $\alpha = 90$ % наблюдается при 1170 °К, при условии отсутствия кинетических затруднений при восстановлении.

Исследования по кинетике восстановления оксидов железа твердым углеродом в присутствии водорода, показали, что восстановление протекает

ступенчато и зонально по адсорбционно-автокаталитической теории [6-7]. Подтверждена высокая скорость диффузии молекулы H_2 , большая скорость адсорбционно-химического акта, лучшая адсорбируемость по сравнению с молекулой CO , эффективность протекания процесса восстановления.

Выводы

1. Углеродотермическое восстановление оксидов железа в присутствии водорода зависит от таких термодинамических параметров как температура, давление, состав газовой фазы. Рассчитана и построена диаграмма фазово-химических равновесий в системе $Fe-O_2-C-H_2$.

2. Охарактеризованы окислительно-восстановительные свойства газовой фазы системы $Fe-O_2-C-H_2$ посредством изменений значений кислородного потенциала, выраженного через $\lg p_{O_2}$, в зависимости от состава гомогенной газовой смеси и температуры.

3. Установлено, что добавка водорода до 40 % в газовую фазу повышает эффективность, интенсифицирует процесс углеродотермического восстановления, а также снижает необходимую температуру начала процесса восстановления оксидов железа.

Библиографический список

1. Филиппов, С.И. Теория металлургических процессов / С.И. Филиппов - М. : Металлургия, 1967. - 280 с.

2. Якушевич, Н.Ф. Определение оптимальных режимов восстановления железорудных концентратов комбинированными восстановителями ($C_{ТВ}+H_2$) / Н.Ф. Якушевич, И.В. Строкина // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сб. научн. тр. Вып. 20: СибГИУ. – Новокузнецк, 2007. – С. 25-36.

3. Якушевич, Н.Ф. Выбор оптимального режима твердофазного восстановления Бакчарских железорудных концентратов полукоксом / Н.Ф. Якушевич, И.В. Строкина, К.С. Елкин // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сб. научн. тр. Вып. 21: СибГИУ. – Новокузнецк, 2008. – С. 27-33/

4. Строкина, И.В. Изменения окислительно-восстановительных свойств газовой фазы системы $C-O_2-H_2$ / И.В. Строкина, Н.Ф. Якушевич // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2011. - №6. - С. 3-5.

5. Якушевич, Н.Ф. Определение параметров окислительно-восстановительных процессов в системе $Fe-C-O_2-H_2$ / Н.Ф. Якушевич, И.В. Строкина, О.А. Полях // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия, 2011. - №8. - С. 13-18.

6. Якушевич, Н.Ф. Определение технологических режимов углеродотермического восстановления в водородсодержащей атмосфере железорудных концентратов Бакчарского месторождения / Н.Ф. Якушевич, И.В. Строкина, О.А. Полях // Современные проблемы горно-металлургического комплекса. Энергосбережение. Экология. Новые технологии: материалы X Всерос. науч.-практ. конф. - Старый Оскол, 2013. - С. 78-82.

7. Страхов, В.М. Получение металлизированных окатышей с использованием буроугольного полукокса / В.М. Страхов, А.Е. Аникин, И.В. Строкина, Н.Ф. Якушевич, Феоктистов А.В. // Кокс и химия. 2015. - № 1. - С. 20 – 25.

УДК 669.168.782.046

ОСОБЕННОСТИ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ, ПРОТЕКАЮЩИХ В ВАННЕ ЭЛЕКТРОПЕЧИ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ФЕРРОСИЛИЦИЯ

**Якушевич Н.Ф.¹, Полях О.А.¹, Ноздрин И.В.¹, Аникин А.Е.¹,
Ядыкина М.А.¹, Комрони М.²**

¹ *Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, kafcmet@sibsiu.ru*

² *Министерство промышленности и новых технологий,
г. Душанбе, Республика Таджикистан, km-0808@mail.ru*

Аннотация. Проведен анализ и предложена схема механизма физико-химических взаимодействий в ванне ферросилициевой печи. Установлено, что процесс карботермического восстановления диоксида кремния в условиях плавки ферросилиция достаточно сложен, многоканален, протекает с образованием промежуточных продуктов (SiO_2 , $\text{SiC}_{\text{мс}}$), зависит от распределения температурных зон в ванне печи, соотношение компонентов в шихтовой смеси, свойств и качества используемых материалов.

Ключевые слова: ферросилиций, карбид кремния, диоксид кремния, механизм взаимодействий, руднотермическая печь.

FEATURES OF THE PHYSICAL AND CHEMICAL PROCESSES OCCURRING IN THE BATH OF THE ELECTRIC FURNACE DURING THE PRODUCTION OF FERROSILICONE

**Yakushevich N.F.¹, Polyah O.A.¹, Nozdrin I.V.¹, Anikin A.E.¹,
Yadykina M.A.¹, Komroni M.²**

¹ *Siberian state industrial university,
Novokuznetsk, Russia, kafcmet@sibsiu.ru*

² *Ministry of the industry and new technologies,
Dushanbe, Republic of Tajikistan, km-0808@mail.ru*

Abstract. The analysis is carried out and the scheme of the mechanism of physical and chemical interactions in a bathtub of the ferrosilicium furnace is offered. It is established that process of carbon thermal restoration of dioxide of silicon in the conditions of melting of ferrosilicium is rather difficult, many channels, proceeds with formation of intermediate products (SiO_2 , $\text{SiC}_{\text{мс}}$), the ratio of components in burdening mix, properties and quality of the used materials depends on

distribution of temperature zones in a furnace bathtub.

Keywords: *ferrosilicon, silicon carbide, silicon dioxide, interaction mechanism, ore-thermal furnace.*

Технология плавки ферросилиция в руднотермических печах аналогична выплавке кремния. Основное отличие заключается во введении в шихту железной стружки, что приводит к значительным изменениям технологического режима и структуры схемы физико-химических взаимодействий в ванне печи. Наиболее важной особенностью является появление жидкого металлического расплава при низких температурах (≤ 1600 K), что изменяет последовательность протекания химических реакций, существенно увеличивает их скорость за счет увеличения межфазной реакционной поверхности, увеличения скорости доставки компонентов в реакционную зону путем диффузии через жидкий металлический расплав, растворения карбидных пленок, образующихся на поверхности и в порах углеродистого восстановителя и затрудняющих доставку монооксида кремния к атомам углерода. Появляются новые физико-химические процессы, такие как растворение углерода в металлическом расплаве, взаимодействие железоуглеродистого расплава с карбидом кремния, приводящее к его разрушению и переходу кремния и углерода в металлический расплав, с монооксидом кремния газовой фазы с восстановлением кремния и поглощением его металлическим расплавом, с диоксидом кремния в местах непосредственного контакта с кварцитом, также приводящее к переходу кремния в металлический расплав. Суммарный результат этих процессов – раннее восстановление кремния с растворением его в металлическом расплаве, в котором в момент его образования химический потенциал кремния имеет очень низкие (близкие к нулевым) значения, что и обеспечивает переход в него кремния из всех сосуществующих кремнийсодержащих фаз. Как показывают термодинамические расчеты и прямые экспериментальные исследования [1] уже при 1600 K равновесное содержание кремния в металлическом расплаве составляет ≈ 15 %.

На рисунке 1 показано распределение компонентов по температурным зонам печи при выплавке железокремниевых сплавов с исходными мольными отношениями в шихтовой смеси $Si:Fe=6; 3,71; 2,63$, соответствующими получению сплавов с содержанием кремния соответственно 75, 65 и 45 % масс. (для сравнения приведены также данные для чистого кремния [2]).

Заметное восстановление кремния (с растворением его в металлическом расплаве) начинается фактически с момента образования жидкого металлического расплава, т.е. при температуре ≈ 1600 K, возможно, в незначительной степени и при более низких температурах, например, при введении в шихту чугуновой стружки, плавящейся при температуре ≈ 1450 K). Скорость восстановления кремния тем выше, чем больше содержание железа в исходной шихте и, следовательно, больше объем и поверхность металлического расплава и его способность поглощать кремний из газовой фазы, с поверхности кварцита, а при температурах выше 1800 K и из образовавшихся на по-

верхности углеродистого восстановителя карбидных пленок. Максимальная скорость восстановления наблюдается для шихт с соотношением $Si:Fe=2,63$, рассчитанных на получение сплава ФС45, минимальная – для шихт с соотношением $Si:Fe=6$ (ФС75).

Чем больше в сплаве железа, тем полнее извлечение кремния в сплав и выход сплава (пунктирная линия), максимум извлечения, близкий к 100 % ($n_s \approx 1$), также наблюдается для шихт, рассчитанных на получение сплава ФС45. Температура, при которой достигается максимальное извлечение кремния повышается при увеличении концентрации кремния в сплаве, она соответствует температуре поверхности реакционного тигля и несколько ниже, чем для кремния (на 100–200 К). Здесь же (на стенках реакционного тигля) достигается максимальная концентрация кремния в сплаве ($x_{[Si]75}=0,80$; $x_{[Si]65}=0,79$; $x_{[Si]45}=0,62$), которая в дальнейшем остается постоянной и понижается лишь в зоне электрических дуг, когда испарение кремния из расплава протекает более интенсивно, чем испарение железа.

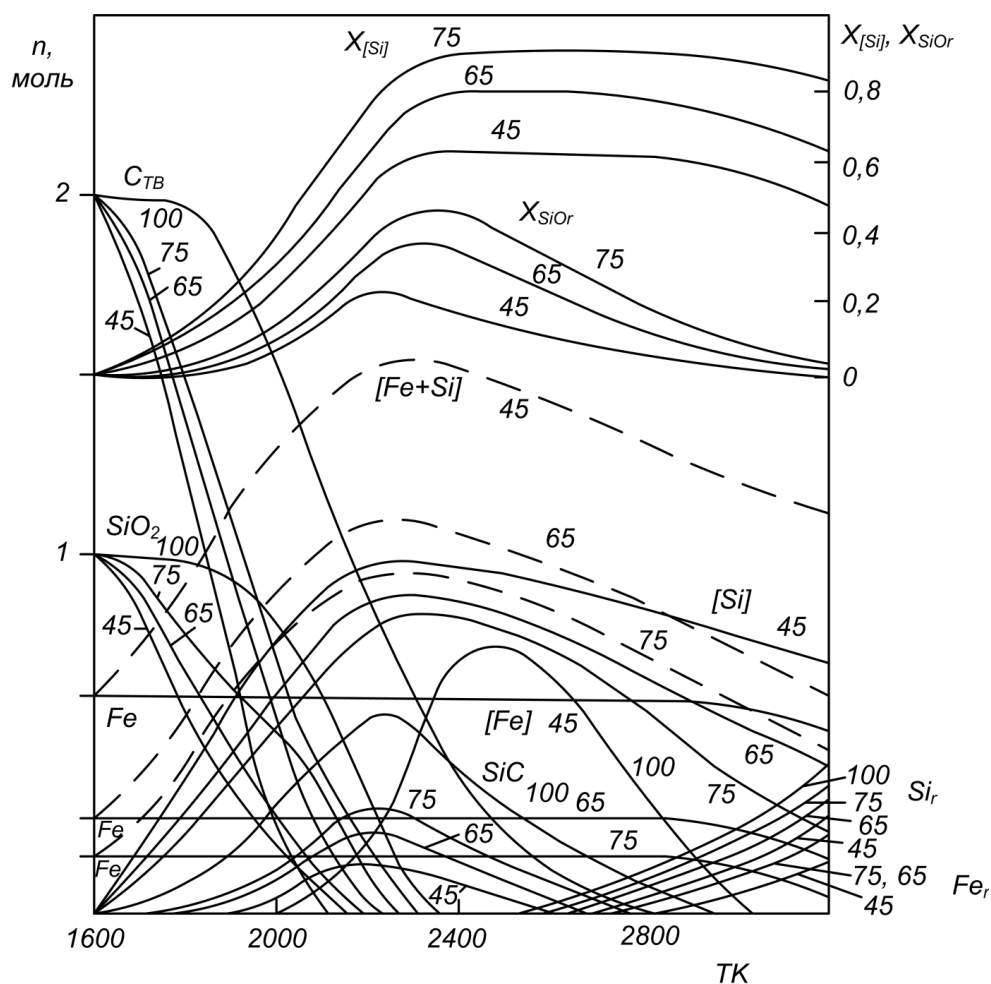


Рисунок 1 – Распределение компонентов по температурным зонам в печах для выплавки кремния и ферросилиция

Образование карбида кремния при плавке ферросилиция возможно лишь при достижении содержания кремния в сплаве более 30 % масс. [3], что достижимо в равновесных условиях при температуре ≈ 1800 К и, очевид-

но, возможно в периферийных зонах печи при медленном сходе шихты и, соответственно, медленном прогреве материалов. В неравновесных условиях, даже при более высоких температурах возможно существование кремнистого расплава с более низким содержанием кремния, который при взаимодействии с карбидом, образовавшимся на поверхности углеродистого восстановителя, растворяет в себе кремний.

Таким образом, при плавке ферросилиция образование карбида кремния в небольших количествах наблюдается при температуре выше 1800 К и протекает в значительно меньшей степени, чем при плавке кремния (тем меньшей, чем больше в шихте железа). Максимальное содержание карбида кремния в продуктах также наблюдается в температурной зоне, соответствующей поверхности реакционного тигля. Однако следует отметить, что образование карбида кремния за счет взаимодействия кокса с газовым потоком, исходящим из зоны высоких температур и содержащим сверхравновесные концентрации монооксида кремния, происходит и при более низких температурах, вплоть до температуры термодинамической стабильности монооксида кремния (≈ 1500 К).

Концентрация монооксида кремния в газовой фазе, соответствующая равновесным значениям (тем более низким, чем больше железа в сплаве), достигается лишь в зоне, прилегающей к поверхности реакционного тигля ($x_{SiO(г)75} \geq 0,4$; $x_{SiO(г)65} \geq 0,35$; $x_{SiO(г)45} \geq 0,2$), при более низких температурах она интенсивно уменьшается, так как монооксид кремния, образующийся в зоне высоких температур, не только расходуется на образование карбида кремния, но и интенсивно взаимодействует с металлическим расплавом.

Концентрация монооксида углерода, непрерывно удаляющегося из печной ванны, по мере повышения температуры понижается, так что при достижении зоны, прилегающей к поверхности реакционного тигля, отношение $x_{SiO} : x_{CO}$ в газовой фазе примерно соответствует равновесным значениям для данного сплава.

В парогазовой фазе, заключенной в объеме реакционного тигля, химические реакции протекают в условиях, близких к равновесным, и концентрации компонентов обусловлены, в основном, термодинамическими факторами (температура, активности компонентов в сосуществующем с парогазовой фазой металлическом расплаве), в связи с чем, даже если принять, что при высоких температурах $a_{SiO_2} \approx x_{SiO_2}$ и $a_{Fe} \approx x_{Fe}$ концентрация пара кремния тем ниже, чем выше концентрация железа в сплаве. Заметное испарение железа наблюдается лишь при температурах более 3000 К.

Так как при плавке ферросилиция температуры в объеме и на поверхности реакционного тигля ниже, чем при плавке кремния, и процессы испарения протекают менее интенсивно, конденсационные процессы в меньшей степени влияют на выход кремния. Тем не менее процессы испарения кремния и железа и их последующая конденсация оказывают существенное влияние на теплотеренос и являются регуляторами температурного режима плавки.

Полная схема механизма взаимодействий, имеющих место в печной

ванне при плавке ферросилиция, представлена на рисунке 2. Цифрами на схеме обозначены номера взаимодействий и процессов в соответствии с их описанием.

1 Первичным физико-химическим процессом, протекающим при наиболее низких температурах (1500–1800 К), является процесс плавления железа и науглероживания его за счет непосредственного контакта с коксом и взаимодействия с газовой фазой.

2 Взаимодействие открытой поверхности углеродистого восстановителя с монооксидом кремния, образовавшемся в зоне высоких температур, осуществляемое при температурах выше 1500 К, скорость и полнота протекания которого зависят от количества восстановителя в шихте, его крупности, пористости, реакционной способности, скорости нагрева реакционных материалов, концентрации монооксида кремния в газовой фазе и других факторов; результатом такого взаимодействия является карбидизация поверхностных слоев кокса (при этом слой карбида при температуре 1973 К за 30 минут проникает внутрь куска восстановителя на глубину 0,04–0,08 мм в плотных материалах (графит, антрацит) и до 1–1,5 мм в древесном угле [3–10]).

3 Твердофазное контактное взаимодействие, происходящее в местах непосредственного контакта кварцита с коксом, результатом которого является газификация диоксида кремния, а при температурах выше 1800 К – образование дефицитного по кислороду кремнекислородного расплава.

При использовании крупнокусковой шихты это взаимодействие имеет незначительное развитие, тем более что концентрация монооксида кремния в потоке газовой фазы, исходящем из высокотемпературных зон, как правило, выше равновесной по отношению к реакции газификации, в связи с чем в низкотемпературных зонах эта реакция идет в обратном направлении.

Контактное взаимодействие углерода, растворенного в металлическом расплаве, с кремнекислородным расплавом или твердым кварцитом, в результате которого уже при низких температурах происходит восстановление кремния с переходом его в металлический расплав.

Взаимодействие металлического расплава с монооксидом кремния газовой фазы, в результате которого кремний восстанавливается углеродом расплава и переходит в сплав.

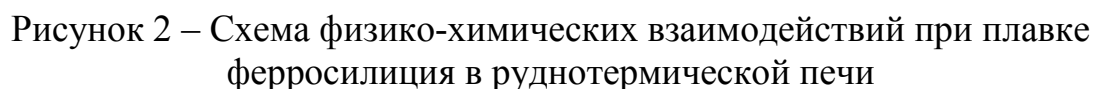
Взаимодействие восстановленного кремния с кремнекислородным расплавом с образованием газообразного монооксида.

Взаимодействие образовавшегося на поверхности кусков кокса карбида кремния с железом расплава (8) и его парами (9), в результате которого происходит разрушение карбида, при этом кремний переходит в расплав, а углерод либо растворяется, если расплав не насыщен углеродом, либо выделяется в свободном виде и в дальнейшем принимает участие в физико-химических процессах.

Плавление оксида кремния с переходом его в кремнекислородный расплав.

Расслоение кремнекислородного расплава с выделением из него рас-

Взаимодействие кремнекислородного расплава с карбидом кремния с образованием кремния, растворяющегося в ферросплаве, и монооксидов кремния и углерода.



Диссоциация карбида кремния в зоне высоких температур (выше 2800 К) с образованием паров кремния и твердого углерода.

17-18 Испарение карбида кремния с последующим взаимодействием его паров с кремнием и другими компонентами газовой фазы с образованием молекул Si_2C , SiC_2 и др. Эти реакции обратимы и имеют тем меньшее развитие, чем больше железа в сплаве и, соответственно, чем ниже температура

в реакционном тигле и чем меньше карбида кремния на его поверхности.

Испарение кремния из металлического расплава в подэлектродном пространстве и последующая конденсация пара кремния на стенках реакционного тигля.

Испарение железа в зоне электрических дуг и конденсация его паров вблизи поверхности реакционного тигля.

Вторичные процессы конденсации монооксида кремния в зоне низких температур.

Таким образом, разработанные схемы физико-химических взаимодействий при плавке ферросилиция и кремния [3] дают возможность делать более корректные теоретические и практические выводы в плане интерпретации технологических процессов, а так же механизма образования микрокремнезема [5-7].

Выводы. Предложена схема физико-химических взаимодействий, построенная на основе термодинамического анализа и результатов кинетических исследований, достаточно полно описывающая процессы массопереноса в ванне ферросилициевой печи.

Библиографический список

1. Якушевич Н.Ф. Активность кремния в сплавах Mn-Si-C / Н.Ф. Якушевич, Н.В. Толстогузов, В.Д. Муковкин // Известия вузов. Черная металлургия, 1969. № 2. – С. 48–50.

2. Якушевич Н.Ф., Галевский Г.В. Взаимодействие углерода с оксидами кальция, кремния, алюминия – Новокузнецк: СибГИУ, 1999. – 250 с.

3. Якушевич Н.Ф. Физико-химические взаимодействия в руднотермических печах при плавке кремния / Н.Ф. Якушевич, О.А. Коврова // Изв. вузов. Черная металлургия. 1997. №8. – С. 3–8.

4. Толстогузов Н.В. Механизм восстановления кремния при плавке кремнистых сплавов / Н.В. Толстогузов, Н.Ф. Якушевич, А.М. Январев [и др.] // Сб. науч. трудов: Механизм и кинетика восстановления металлов. – М., Наука, 1970. – С. 187-191.

5. Якушевич Н.Ф. Механизм межфазных взаимодействий в ванне ферросилициевой печи / Н.Ф. Якушевич, О.А. Коврова, Г.В. Галевский, И.М. Кашлев // Компьютерные методы в управлении электротехнологическими режимами руднотермических печей: Материалы Всероссийского науч. - техн. совещания. – Санкт - Петербург : С-ПтТИ, 1998. – С. 59 – 65.

6. Полях О.А. Физико-химические процессы пылеобразования при выплавке ферросилиция // О.А. Полях, Г.В. Галевский, Н.Ф. Якушевич [и др.]. // Сб. науч. тр.: Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии / СибГИУ. - Новокузнецк, 1999. - Вып. 8.- С. 41-45.

7. Галевский Г.В. Физико-химическая аттестация пылевых выбросов производства кремния высококремнистых ферросплавов / Г.В. Галевский, В.В. Руднева, О.А. Коврова [и др.] // Сб. науч. тр.: Вестник горно-металлургической секции АЕН РФ. Отделение металлургии. Вып.1. – Ново-

кузнецк: СибГГМА, 1994. - С. 15-23.

8. Полях О.А. Анализ физико-химических процессов образования и исследование свойств микрокремнезема / О.А. Полях, Г.В. Галевский, Н.Ф. Якушевич // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии. Москва – Новокузнецк: СибГИУ. 2005. Вып. 15. – С. 49–55.

9. Полях О.А. Исследование физико-химических характеристик пылевидного микрокремнезема производства кремния и железо-кремнистых сплавов / А.Е. Аникин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Вестник горно - металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии : сб. науч. трудов. - Вып.33. – М.-Новокузнецк : СибГИУ, 2014. - С. 104-114.

10. Мизин В.Г. Углеродистые восстановители для ферросплавов / В.Г. Мизин, Г.В. Серов. – М., Металлургия, 1976. – 272 с.

УДК 669.041

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ОБРАЗОВАНИЯ ФЕРРОШПИНЕЛЕЙ

Строкина И.В.¹, Полях О.А.¹, Ноздрин И.В.¹,
Сюльдина С.А.¹, Комрони М.²

¹ *Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, kafcmet@sibsiu.ru*

² *Министерство промышленности и новых технологий,
г. Душанбе, Республика Таджикистан, km-0808@mail.ru*

Аннотация. В статье рассмотрены условия существования равновесных областей: магнетит – вюстит и гематит – магнетит. Охарактеризован количественный состав и свойства газовой фазы системы Fe-O-C-H. Для получения твердофазным синтезом тонкодисперсных и крупнокристаллических феррошпинелей рекомендованы оптимальные параметры процесса, а именно: температурный интервал, кислородный потенциал и содержание водорода в газовой фазе.

Ключевые слова: феррошпинель, гематит, магнетит, вюстит, кислородный потенциал, параметры синтеза.

THERMODYNAMIC PARAMETERS OF FERROSPINEL FORMATION

Strokina I.V.¹, Polyakov O.A.¹, Nozdrin I.V.¹, Suldina S.A.¹, Komroni M.²

¹ *Siberian state industrial university,
Novokuznetsk, Russia, kafcmet@sibsiu.ru*

² *Ministry of the industry and new technologies,
Dushanbe, Republic of Tajikistan, km-0808@mail.ru*

Abstract. The article considers the conditions for the existence of equilibrium regions: magnetite – wustite and hematite – magnetite. The quantitative composition and properties of the gas phase of the Fe-O-C-H system are characterized. Optimal process parameters, namely: temperature range, oxygen potential and hydrogen content in the gas phase, are recommended for the production of fine and coarse-crystalline ferrospinel by solid-phase synthesis.

Keywords: ferrospinel, hematite, magnetite, wustite, oxygen potential, synthesis parameters.

Шпинели – класс сложных оксидов с общей формулой AM_2O_4 , где А - Mg^{2+} , Zn^{2+} , Mn^{2+} , Fe^{2+} , Ni^{2+} , Co^{2+} ; а М - Al^{3+} , Mn^{3+} , Fe^{3+} , V^{3+} , Cr^{3+} , Ti^{4+} . Это системы твердых растворов с широким изоморфизмом катионов. В зависимости от содержания преобладающего катиона различают группы: алюмошпинели, ферришпинели, хромошпинели, титаношпинели и ванадишпинели.

Для шпинели характерны высокотемпературные условия образования; они устойчивы к выветриванию, образуют россыпи. В природе шпинели часто встречаются в виде акцессорных минералов, входят в состав горных пород в количествах менее 1 % по массе. Крупные скопления образуют только ферришпинели и хромошпинели, которые являются исходным сырьем для получения хрома, выплавки железа и попутного извлечения ванадия. Существует также благородная шпинель, используемая в ювелирной промышленности, россыпи этого драгоценного камня находят в Мьянме и Шри-Ланке [1].

Чистые шпинели в природе встречаются крайне редко и обычно содержат различные примеси. В технике пользуются синтетическими шпинелями, которые получают сплавлением или спеканием соответствующих оксидов при 1400-1920 °С. Шпинели применяют для изготовления диэлектриков, элементов запоминающих устройств ЭВМ, используют в качестве катализаторов химико-технологических процессов, в производствах керамики, огнеупоров и термостойких красок [2].

Феррошпинели тонкодисперсные и крупнокристаллические достаточно востребованы в современных технологиях. Однако получение их до сих пор не имеет научно-технологического обоснования и требует конкретизации параметров (интервала температур и значений кислородного потенциала газовой фазы), чтобы предохранить эти оксиды от окисления или восстановления.

Закономерности диссоциации или образования соединений вскрывают строгую последовательность изменения термодинамических характеристик прочности различных оксидов одного и того же металла. Процесс термической диссоциации оксидов лежит в основе получения металлов. Академиком А.А. Байковым была сформулирована теория термической диссоциации химических соединений, исходя из которой, восстановление оксидов железа осуществляется последовательно: от высшего оксида к низшему и металлу, по схеме: $Fe_2O_3 - Fe_3O_4 - FeO - Fe$ [3]. Реакции восстановления оксидов же-

леза углеродом в трёхкомпонентной системе Fe-O-C, а также водородом в системе Fe-O-H аналогичны и подчиняются общему закону последовательности превращений. Особенностью диссоциации оксидов железа является то, что при температурах ниже 570 °C фаза вюстита метастабильна, а при высоких температурах, особенно в жидком состоянии, становится наиболее стабильным оксидом [4].

Протекание реакций восстановления в системе Fe-C-O-H в прямом или обратном направлениях зависит от таких термодинамических параметров как температура, давление, состав газовой фазы. Расчет фазово-химических равновесий в системе Fe-C-O-H и обоснование оптимальных параметров восстановления оксидов железа до железа металлического изложены ранее в работах [5].

Обозначим термодинамические условия для получения класса сложных оксидов - шпинелей. На рисунке 1 изображено взаимное равновесное расположение поверхности Fe_3O_4 - FeO и поверхности углеродоотложения в рамках диаграммы равновесия твердого углерода с газовой фазой состоящей из CO и CO_2 при добавлении 10, 20, 30, 40, 50 и 60 % водорода в систему. В таблице представлены координаты точек кривой пересечения поверхности Fe_3O_4 - FeO и поверхности углеродоотложения.

При добавлении H_2 в газовую фазу наблюдается увеличение отношения CO/CO_2 в равновесном состоянии системы Fe-O-C-H и уменьшение температуры начала восстановительного процесса.

Ранее в работе [6] было отмечено, что поверхность Fe_3O_4 - Fe_2O_3 не пересекается с поверхностью углеродоотложения. Прочность высшего оксида Fe_2O_3 столь низка вследствие сугубо окислительной атмосферы, что в равновесной газовой фазе содержатся незначительные количества CO. Процесс перехода Fe_2O_3 в Fe_3O_4 при нагревании необратим из-за высокого кислородного потенциала продуктов диссоциации.

Поверхность Fe_3O_4 - FeO частично пересекает поверхность газификации углерода по кривой, координаты точек которой описаны в таблице. Пересечение поверхностей происходит в интервале 0-42 % H_2 . Каждая точка кривой пересечения поверхности газификации углерода и поверхности Fe_3O_4 - FeO показывает равновесный состав газовой фазы и температуру начала восстановления Fe_3O_4 до FeO в системе Fe-O-C-H. Охарактеризовать количественно состав и окислительно-восстановительные свойства газовой фазы системы Fe-O-C-H можно при помощи величины кислородного потенциала.

На рисунке 2 представлены области существования равновесных поверхностей FeO - FeMe (2), Fe_3O_4 - FeO (3), Fe_2O_3 - Fe_3O_4 (4), и поверхности углеродоотложения (1) как функции кислородного потенциала от температуры.

Кривая пересечения S-L поверхностей 1 и 2 показывает что при 930 – 965 K и $\lg \text{PO}_2 = (-23,3) \div (-22,6)$ происходит начало твердофазного восстановления вюстита до железа металлического в системе Fe-O-C-H.

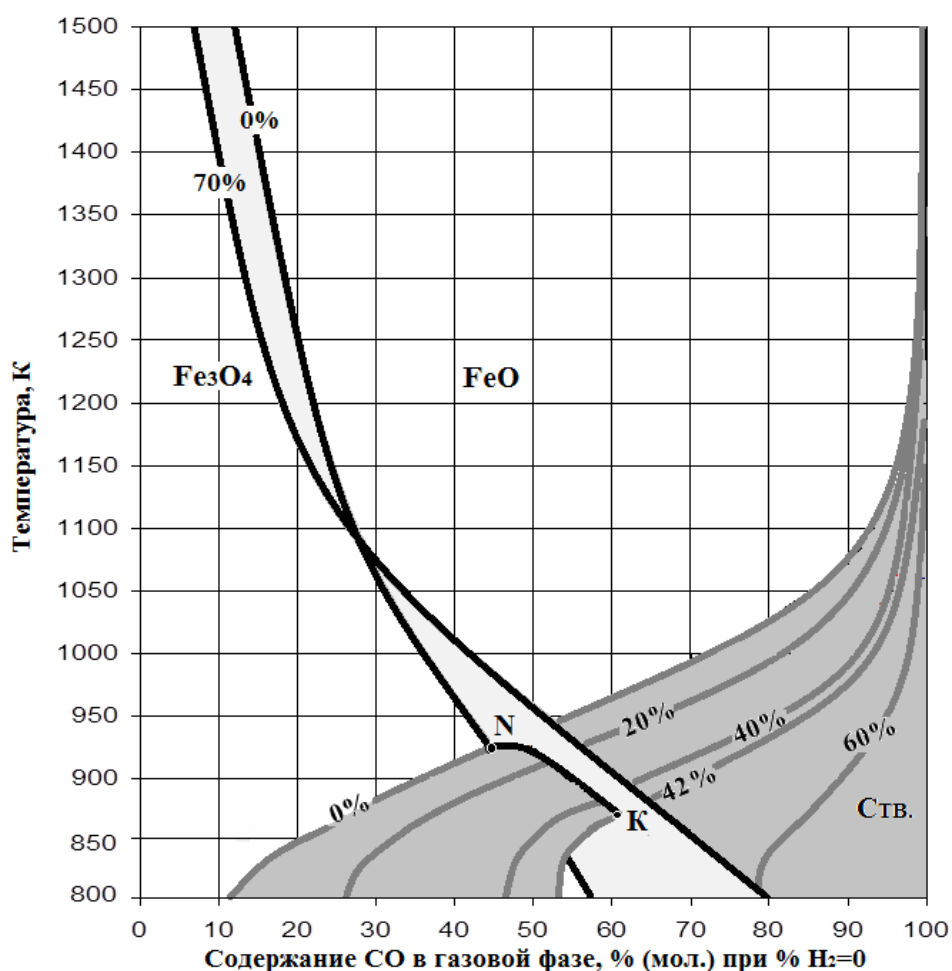
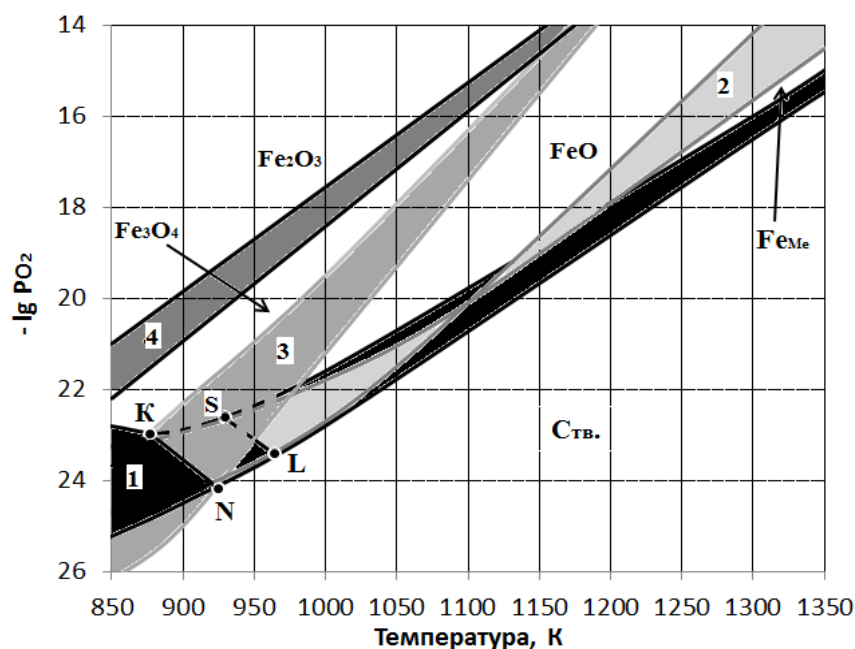


Рисунок 1 - Сопоставление поверхностей, отвечающих равновесию оксидов железа Fe_3O_4 и FeO с газовой фазой системы Fe-O-C-H и поверхности углеродоотложения $\blacksquare$, где 0 %, 20 %, 40 %, 42 %, 60 % - содержание H_2 в системе Fe-O-C-H

Таблица 1 – Координаты точек кривой пересечения поверхности $\text{Fe}_3\text{O}_4 - \text{FeO}$ и поверхности углеродоотложения

Содержание CO, % (мол.) при % $\text{H}_2=0$	Температура, К	H_2 , % (мол.)	$\frac{\text{CO}}{\text{CO}_2}$	$\lg \text{PO}_2$
44,13	926	0	0,79	-24,1
45,36	926	10	0,83	-24,1
47,92	926	20	0,92	-24,0
50,00	923	30	1,00	-23,9
59,02	878	40	1,44	-22,7



1 – поверхность углеродоотложения, 2 – поверхность перехода FeO в FeMe, 3 – равновесная поверхность FeO-Fe₃O₄, 4 - поверхность Fe₃O₄-Fe₂O₃

Рисунок 2 – Диаграмма фазово-химических равновесий в системе Fe-O-C-H в зависимости от температуры

Параметры начала восстановления магнетита до вюстита отслеживаются по кривой пересечения K-N поверхностей 1 и 3: 878 – 926 К при $\lg PO_2 = (-24,1) \div (-22,7)$.

Для получения тонкодисперсной шпинели для пигментов необходимо осуществлять процесс при минимальных температурах (1000 К) в области термодинамически стабильного существования магнетита т.е. между равновесными поверхностями перехода магнетита в вюстит 3 и перехода гематита в магнетит 4. Для ограничения скорости роста образовавшихся из исходного сырья кристаллических зародышей, синтез необходимо осуществлять при значениях $\lg PO_2 = (-18) \div (-21)$, что может быть реализовано практически при любых соотношениях $CO/(CO_2+CO)$ и $H_2/(H_2O+H_2)$ при концентрации водорода в газовой фазе от 0 до 40 % мол. При этом размеры образующихся кристаллитов регулируются кинетическим режимом синтеза, а окислительно - восстановительный потенциал газовой фазы $\lg PO_2$ непрерывно контролируется.

При получении крупнокристаллической шпинели с целью обеспечения высоких скоростей роста кристаллов, твердофазный синтез необходимо осуществлять при максимально высоких температурах (1400 – 1500 К) при значениях $\lg PO_2 = (-7) \div (-12)$, достижимых практически при любых соотношениях $CO/(CO+CO_2)$ и $H_2/(H_2O+H_2)$ и любых, в том числе и нулевых, концентрациях водорода, и может обеспечиваться, например, присутствием в реакторе твердого углерода.

Выводы:

1. Охарактеризованы количественный состав и свойства газовой фазы системы Fe-O-C-H, при которых возможно равновесное существование об-

ластей: магнетит – вюстит и гематит – магнетит.

2. Для получения тонкодисперсных феррошпинелей твердофазный синтез необходимо проводить при 1000 К при значениях кислородного потенциала газовой фазы $\lg PO_2 = (-18) \div (-21)$ и концентрации водорода от 0 до 40 % мол.

3. При производстве крупнокристаллических феррошпинелей синтез должен осуществляться в интервале температур 1400 - 1500 К при значениях кислородного потенциала газовой фазы $\lg PO_2 = (-7) \div (-12)$ в присутствии твердого углерода и газообразного водорода в системе.

Библиографический список

1. Таланов В.М. Расчет распределения катионов в шпинелях / В.М. Таланов // Журнал физической химии. - 1981. - Том 55. - №7. - С. 1845-1848.
2. Меламуд С.Г. Исследование процесса восстановления гематита до магнетита / С.Г. Меламуд // Металлы, 2001. - № 1. - С. 3 – 13.
3. Филиппов С.И. Теория металлургических процессов / С.И. Филиппов - М. : Металлургия, 1967. - 280 с.
4. Куликов И.С. Физико-химические основы процессов восстановления окислов / И.С. Куликов, С.Т. Ростовцев, Э.Н. Григорьев. – М. : Наука, 1978.– 136 с.
5. Якушевич Н.Ф. Определение параметров окислительно-восстановительных процессов в системе Fe-C-O₂-H₂ / Н.Ф. Якушевич, И.В. Строкина, О.А. Полях // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия, 2011. - №8 . - С. 13-18.
6. Строкина И.В. Изменения окислительно-восстановительных свойств газовой фазы системы C-O₂-H₂ / И.В. Строкина, Н.Ф. Якушевич // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2011. - №6. - С. 3-5.

УДК 662.732

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ КАРБОТЕРМИЧЕСКОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ ОКСИДА КРЕМНИЯ В ПЕЧИ СОПРОТИВЛЕНИЯ

Полях О.А.¹, Ноздрин И.В.¹, Строкина И.В.¹, Якушевич, Н.Ф.¹,
Хорощенко А.А.¹, Комрони М.²

¹ *Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, kafcmet@sibsiu.ru*

² *Министерство промышленности и новых технологий,
г. Душанбе, Республика Таджикистан, km-0808@mail.ru*

Аннотация. Проведен анализ физико-химических взаимодействий при карботермическом восстановлении оксида кремния до карбида. На основе термодинамического анализа и результатов кинетических исследований предложена схема механизма образования карбида кремния в печи Ачесона,

достаточно полно описывающая процессы массопереноса.

Ключевые слова: карботермическое восстановление, карбид кремния, печь Ачесона, керновая печь, механизм массопереноса.

PHYSICO-CHEMICAL BASES OF CARBOTHERMAL SILICON OXIDE RECOVERY IN RESISTANCE FURNACE

Polyah O.A.¹, Nozdrin I.V.¹, Strokina I.V.¹, Yakushevich N.F.¹,
Khoroshchenko A.A.¹, Komroni M.²

¹ *Siberian state industrial university,
Novokuznetsk, Russia, kafcmet@sibsiu.ru*

² *Ministry of the industry and new technologies,
Dushanbe, Republic of Tajikistan, km-0808@mail.ru*

Abstract. The analysis of physicochemical interactions during the carbothermal reduction of silicon oxide to carbide has been carried out. On the basis of thermodynamic analysis and the results of kinetic studies, a scheme of the mechanism of silicon carbide formation in the Acheson furnace is proposed, which quite fully describes the processes of mass transfer.

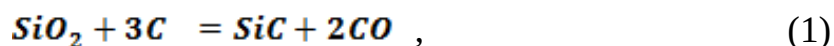
Keywords: carbothermal reduction, silicon carbide, Acheson furnace, core furnace, mass transfer mechanism.

Карбид кремния – материал, обладающий большим набором уникальных свойств: тугоплавкостью, химической стойкостью по отношению к газам и кислотам, высокой твердостью, электропроводностью и др., благодаря которым он широко используется в различных отраслях промышленности (металлургии, химии, электротехнике) в качестве восстановителей, науглероживателей, абразивных материалов, огнеупорных материалов, высокотемпературных и химически стойких конструкций, электронагревателей, полупроводниковых элементов.

В зависимости от назначения применяются различные способы высокотемпературного синтеза, обеспечивающие получение продукта с необходимыми заданными свойствами.

Условия образования карбида кремния в наиболее распространенном варианте синтеза в керновых печах Ачесона требуют тщательного теоретического анализа.

Несмотря на то, что процесс образования карбида кремния хорошо описывается суммарной реакцией:



химизм процесса, как показывает термодинамический анализ процесса восстановления кремнезема углеродом [1-2] и кинетические исследования взаимодействий типа $\text{SiO}_2 + \text{C}$, $\text{SiO}_2 + \text{SiC}$, $\text{SiO} + \text{C}$ [3-7], оказывается достаточно сложным и предполагает участие в процессе промежуточных продук-

тов – монооксида кремния, кремнекислородного расплава SiO_{2-x} , а при высоких температурах (более 2500 К) также паров кремния и его карбидов.

Предлагаемая схема физико-химических взаимодействий, построенная на основе термодинамического анализа и результатов кинетических исследований, достаточно полно описывающая процессы массопереноса в печи Ачесона, представлена на рисунке.

При использовании достаточно мелких хорошо перемешанных материалов первичным взаимодействием является твердофазное контактное взаимодействие оксида кремния с углеродом $SiO_{2(тв)} + C_{(тв)}$ (1), в результате которого уже при температуре ≈ 1500 К образуются газообразные монооксиды кремния и углерода, а при температурах выше 1800 К – карбид кремния и дефицитный по кислороду кремнекислородный расплав.

Карбид кремния может образовываться и за счет взаимодействия газообразного монооксида кремния с твердым углеродом (2). Это взаимодействие также является ведущим в восстановительном процессе и от степени его развития зависит полнота извлечения кремния в карбид.

Образование дефицита кислорода в оксиде кремния приводит к образованию в зоне контакта кварцевых зерен с углеродом пленок кремнекислородного расплава, при этом увеличивается поверхность контакта оксида кремния с углеродом и процесс восстановления интенсифицируется. При небольшом дефиците кислорода в оксиде кремния образование кремнекислородного расплава происходит при температурах, близких к температуре плавления кремнеземсодержащего материала, однако по мере увеличения дефицита кислорода и особенно в присутствии примесей температура начала образования жидкой фазы может быть снижена до ≈ 1700 К, то есть ниже температуры начала образования карбида кремния.

Таким образом, восстановление кремния углеродом до карбида в значительной степени осуществляется через образование расплава (4), который при высоких скоростях химических реакций и достаточно длительных выдержках успевает перерабатываться без значительного накопления за исключением случаев, когда в зоне локальных перегревов происходит плавление кварца (5). Повышение дефицита кислорода в кремнекислородном расплаве приводит к интенсификации процесса испарения монооксида кремния (6), что так же положительно влияет на скорость целевой суммарной реакции. Образовавшийся карбид кремния при дальнейшем повышении температуры взаимодействует с кремнеземом (3), что в значительной степени интенсифицирует процесс газификации кремнекислородного расплава, как за счет непосредственного протекания реакции в зоне контакта с карбидом, так и за счет повышения дефицита кислорода и, как следствие, интенсификации процесса испарения монооксида кремния. Этот процесс имеет важное значение еще и потому, что карбид кремния, как правило, вводится непосредственно в шихту в качестве возвратных продуктов, в виде недовосстановленного материала – аморфа, содержащего до 70 % SiC.

При нагреве до температур выше 2400 К карбид кремния начинает ча-

стично диссоциировать на жидкий кремний и твердый углерод (7), при этом образующийся графит накапливается на поверхности зерна, а кремний – в блоке карбида кремния. При недостатке углерода в шихте, образовавшемся в локальных зонах при плохом перемешивании шихты или при неправильной шихтовке, могут создаться условия для интенсивного образования кремния при более низких температурах (по реакции $\text{SiO}_2 + 2\text{C} = \text{Si} + 2\text{CO}$), в этом случае получается «закрепленный продукт».

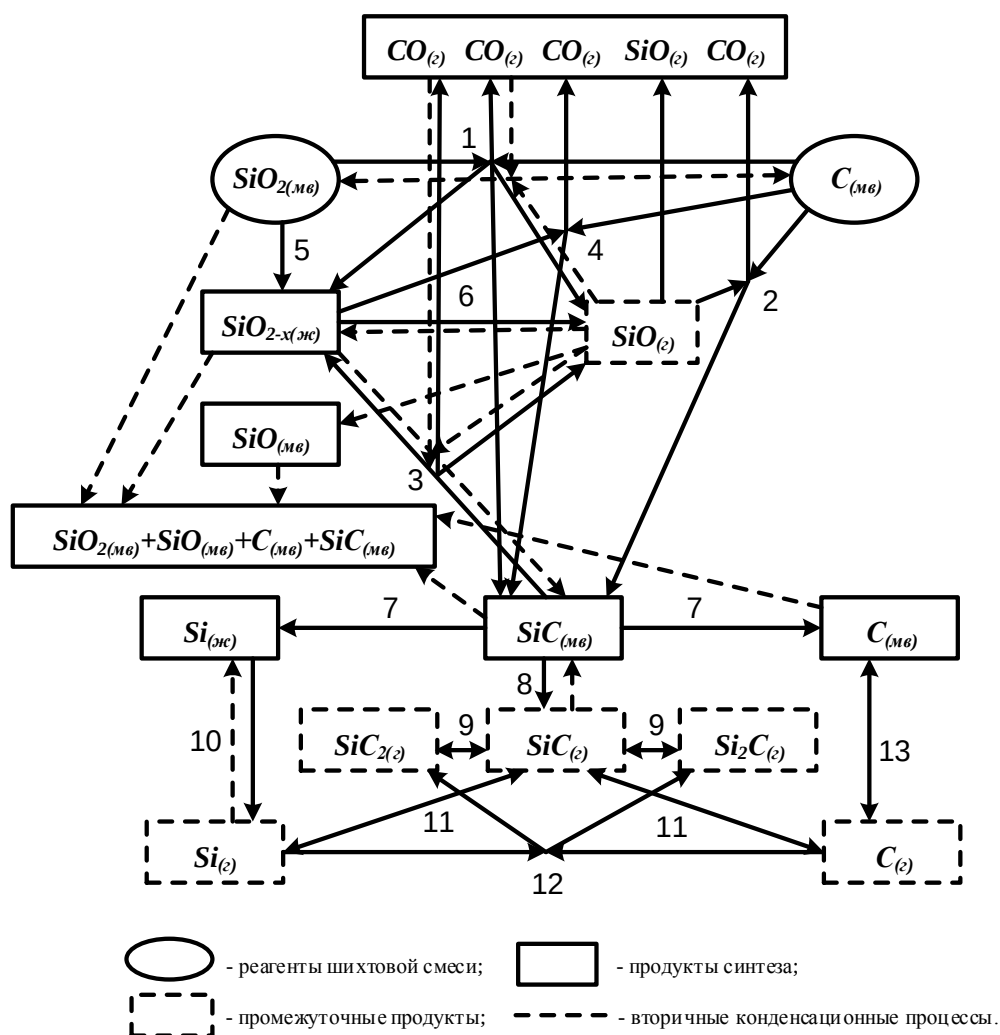
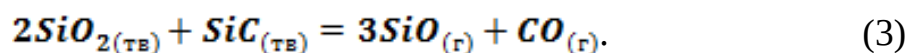
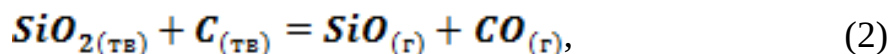


Рисунок 1 – Схема взаимодействий в процессе карботермического синтеза карбида кремния

При еще более высоких температурах (более 2600 К) карбид кремния начинает заметно сублимировать (8) (попутно может испаряться кремний, и в очень небольшой степени сублимировать углерод); при этом в газовой фазе протекают химические реакции с образованием газообразных молекул Si_2C , SiC_2 (9), Si_2 , Si_3 (11), C , C_2 , C_3 (13). Эти процессы обратимы и при незначительном понижении температуры (при диффузии газа в низкотемпературные горизонты) происходит конденсация паров SiC на поверхности мелких кристаллов, за счет чего реализуется их рост до более крупных размеров и осуществляется основная цель высокотемпературного синтеза. При непра-

вильно выбранной шихтовке соотношение компонентов в газовой фазе изменяется и в процессе конденсации паров может образоваться жидкий кремний либо твердый углерод, что приводит к загрязнению продукта.

При дальнейшем охлаждении газа концентрация монооксида углерода в газовой фазе может оказаться выше равновесной для реакций:



В этом случае реакции будут протекать в обратную сторону и из газовой фазы будут конденсироваться $\text{SiC}_{(\text{тв})}$, $\text{C}_{(\text{тв})}$, $\text{SiO}_{2(\text{тв})}$ (или $\text{SiO}_{2-x(\text{ж})}$), в результате чего в определенных температурных зонах образуются побочные продукты – аморф, шлаковые сrostки (смесь недовосстановленной шихты с возгонами оксидов кремния, алюминия, кальция и других примесей), образующиеся при температурах 1500–1600 К, силоксикон, образующийся при температуре 1300–1500 К, состоящий на 80–90 % из возгонов монооксидов кремния (смесь SiO_2 , SiO , SiC , C) (все вторичные процессы на рисунке обозначены пунктирными линиями). Поскольку концентрация свободного монооксида углерода в высокотемпературной зоне незначительна [2], количество возгонов невелико и потери кремния с силоксиконом и шлаковыми сrostками также невелики (аморф возвращается в производство). Улет кремния с газовой фазой, имеющий место при нарушениях технологического процесса, как правило, также не превышает 5 %.

При использовании для синтеза карбида кремния в печах большой мощности (до 10 МВА) материалов крупностью 5-15 мм уменьшается роль твердофазного контактного взаимодействия (1) и возрастает роль термовосстановительной диссоциации как в процессах газификации (3), (6), так и в процессах карбидообразования (2), (4). Так как эти процессы лимитируются диффузией кислорода из внутренних объемов кусков кварцита к их поверхности, длительность технологического процесса увеличивается до 90–100 ч, а кинетические закономерности связаны с уменьшением поверхности ($d^2 > 0$) и объема ($d^3 \rightarrow 0$) исходных материалов.

Уникальные свойства карбида кремния позволяют использовать его во многих отраслях промышленности, причем во многих случаях форма и крупность кристаллов кремния не имеют значения, достаточно иметь материал, в котором кремний и углерод находились бы в химически связанном виде. В этом случае технология синтеза может быть значительно упрощена. Во-первых, температура синтеза может быть снижена на 800-900 К, а время синтеза сокращено до 20-40 минут, что позволяет осуществить непрерывный технологический процесс, организовать экологически чистое производство, снизить расход электроэнергии в 2 раза, значительно снизить себестоимость продукции и, соответственно, расширить возможности ее использования. Во-вторых, расширяется диапазон используемых для этой цели материалов, как по крупности, так и по содержанию примесей. Например, для получения

карбидных материалов, используемых для раскисления стали и легирования ее кремнием и углеродом, можно применять коксы, полукоксы, угли, шунгиты крупностью 3-10 мм. В качестве кремнеземсодержащего сырья можно использовать низкокачественные пески или пылевые отходы производства кремния и кремнистых ферросплавов, что также значительно снижает себестоимость продукции и позволяет широко использовать ее в таких крупнотоннажных отраслях, как металлургия, производство огнеупоров и др.

Снижение температуры процесса позволяет осуществлять синтез в проходных печах непрерывного действия (электрокальцинаторы, трубчатые электропечи сопротивления или индукционные, щелевые керновые печи и т.п.). Кинетическими исследованиями установлено, что при использовании брикетированных материалов фракции -10 мкм степень восстановления 100 % достигается за 15 минут при температурах 1900-1950 К, причем при степени восстановления 60-70 % (через 10 минут) брикеты спекаются, в дальнейшем превращаются в тонкий порошок, что говорит о том, что при этих температурах процесс восстановления также протекает через образование расплава, который в последующем полностью перерабатывается. Качественно схема взаимодействий в таком процессе отличается от рассмотренной выше отсутствием примесных продуктов плавки (аморф, силоксикон, сростки). При непрерывном способе производства примеси равномерно распределяются в удаляющемся из печи карбидном материале, при этом существенно возрастает роль процесса карбидизации углерода монооксидом кремния (2), образующемся в зоне высоких температур (2000 К) и взаимодействующим затем с углеродом в широком температурном интервале. К моменту достижения шихтой температурной зоны, в которой термодинамически возможно образование карбида кремния по целевой суммарной реакции (1800 К), поверхность углеродистого восстановителя оказывается полностью карбидизированной и ведущим процессом, лимитирующим газификацию оксида кремния и последующую карбидизацию (силицирование) углерода, оказывается взаимодействие (3).

Восстановление оксида кремния углеродом в условиях, исключающих образование кремнекислородного расплава ($T < 1750$ К, $P < 100$ Па), даже при использовании мелкодисперсной, хорошо перемешанной и брикетированной шихты (пыль сухой газоочистки производства кремния и ферросилиция фракции -10 мкм и сажа (кокс) фракции -25 мкм) [8-9], процесс настолько сильно лимитируется диффузией кислорода в твердом кремнеземе, что оказывается возможной лишь частичная газификация оксида кремния (за 30-40 минут изменение массы реагентов, взятых в соотношении $C:SiO_2 = 3$, составляет 20-40 % [10]), карбидизация же углерода происходит в очень незначительной степени.

Таким образом, при определении оптимальных технологических параметров синтеза необходимо учитывать степень развития процессов образования оксидных расплавов, газификации кремнекислородного расплава, карбидизации углеродистого материала монооксидом кремния.

Выводы. Предложена схема физико-химических взаимодействий, по-

строенная на основе термодинамического анализа и результатов кинетических исследований, достаточно полно описывающая процессы массопереноса в печи Ачесона.

Библиографический список

1. Якушевич Н.Ф. Диаграмма фазово-химических равновесий системы Si–O–C / Н.Ф. Якушевич, В.И. Бердников // Известия вузов. Черная металлургия, 1984. № 10. – С.4–7.
2. Якушевич Н.Ф. Термодинамическая модель углетермического производства карбида кремния / Н.Ф. Якушевич, С.Ф. Павлов // Сб. науч. трудов «Кремнистые ферросплавы». – М., Металлургия, 1988. – С.100-106.
3. Толстогузов Н.В. Исследование газификации кремнезема в процессе восстановления углеродом / Н.В. Толстогузов, Н.Ф. Якушевич, Л.С. Тропина [и др] // Сб. науч. трудов «Производство ферросплавов». В.1. – Кемерово, 1975. – С. 60–76.
4. Якушевич Н.Ф. Кинетика взаимодействия карбида кремния с кремнеземом / Н.Ф. Якушевич, О.А. Коврова // Материалы конференции «Научно-технический прогресс и повышение качества производства кремния». – Иркутск, 1991. – С. 5–6.
5. Кожевников Г.Н. Низшие окислы кремния и алюминия в электрометаллургии / Г.Н. Кожевников, А.Г. Водопьянов. – М., Наука, 1977. – 144 с.
6. Якушевич Н.Ф. Физико-химические взаимодействия в руднотермических печах при плавке кремния / Н.Ф. Якушевич, О.А. Коврова // Изв. вузов. Черная металлургия. 1997. №8. – С. 3–8.
7. Якушевич Н.Ф. Механизм межфазных взаимодействий в ванне ферросилициевой печи / Н.Ф. Якушевич, О.А. Коврова, Г.В. Галевский, И.М. Кашлев // Компьютерные методы в управлении электротехнологическими режимами руднотермических печей: Материалы Всероссийского науч. - техн. Совещания. – Санкт - Петербург: С-ПтТИ, 1998. – С. 59 - 65.
8. Полях О.А. Анализ физико-химических процессов образования и исследование свойств микрокремнезема / О.А. Полях, Г.В. Галевский, Н.Ф. Якушевич // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии. Москва – Новокузнецк: СибГИУ. 2005. Вып. 15. – С. 49–55.
9. Полях О.А. Исследование физико-химических характеристик пылевидного микрокремнезема производства кремния и железо-кремнистых сплавов/ А.Е. Аникин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Вестник горно - металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: сб. науч. трудов. - Вып.33. – М.-Новокузнецк: СибГИУ, 2014. - С. 104-114.
10. Лазаревский П.П. Комплексное изучение металлургических характеристик и повышение эффективности использования кварцитов Сунгайского рудопроявления : автореф. дис. на соиск. учен. степ. канд. техн. наук / П.П. Лазаревский; СибГИУ. – Новокузнецк, 2013. – 23 с.

ИЗМЕНЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ГЛИНОЗЕМСОДЕРЖАЩЕГО ПРОДУКТА С УЧЕТОМ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ

Бурдонов А.Е., Новиков Ю.В., Шонходоев З.Ч.,
Хвостанцева Д.С., Максименко О.А.

*Иркутский национальный исследовательский
технический университет,
г. Иркутск, Россия, novikovyuv@istu.edu*

Аннотация. Работа посвящена исследованию влияния температур на физико-механические свойства глиноземсодержащего продукта, с целью подбора дробильного и измельчительного оборудования для последующих операций обогащения. В процессе исследования проводилось три серии опытов: при комнатной температуре 23 °С, с нагревом материала в сушильной камере до 200 °С, а так же при криогенном воздействии – 195.75 °С с использованием жидкого азота. В результате представлено обоснование изменения физико-механических свойств сырья при изменении. Разработаны рекомендации по подбору дробильного оборудования.

Ключевые слова: глиноземсодержащий материал, электролиз, индекс Бонда, алюминий, дробление, измельчение, абразивность, разрушение.

CHANGES IN THE PHYSICAL AND MECHANICAL CHARACTERISTICS OF AN ALUMINA-CONTAINING PRODUCT, TAKING INTO ACCOUNT THE INFLUENCE OF TEMPERATURE

Burdonov A.E., Novikov Yu.V., Shonkhodoev Z.Ch.,
Khvostantseva D.S., Maksimenko O.A.

*Irkutsk National Research Technical University,
Irkutsk, Russia, novikovyuv@istu.edu*

Abstract. The work is devoted to the study of the influence of temperatures on the physical and mechanical properties of an alumina-containing product, in order to select crushing and grinding equipment for subsequent enrichment operations. In the course of the study, three series of experiments were carried out: at room temperature 23 °C, with heating of the material in a drying chamber up to 200 °C, and also under cryogenic exposure - 195.75 °C using liquid nitrogen. As a result, the substantiation of the change in the physical and mechanical properties of the raw material with the change is presented. Recommendations for the selection of crushing equipment have been developed.

Keywords: alumina-containing material, electrolysis, Bond index, aluminum, crushing, grinding, abrasiveness, destruction.

В процессе электролизного производства алюминия на заводах через неплотности в элементах конструкции оборудования, механизмов и моторизованной техники происходит пыление и просыпи глинозема и фтористых солей. Основной причиной образования большого количества таких продуктов является использование технологии электролиза криолит-глиноземного расплава с установкой ванн с самообжигающимся анодом [1]. В результате чего, на заводах алюминиевой промышленности образуется большое количество глиноземсодержащих отходов, непригодных к вторичному использованию в процессе электролиза по причине существенного загрязнения глинозема оксидами железа, кремния и другими примесями (асфальт, бетон, песок, застывшим металлом и т.п.), что значительно понижает технико-экономические показатели процесса электролиза [2].

Необходимость переработки такого материала заключается в том, что в нем содержится значительное количество ценных компонентов (Na_3AlF_6 , Al_2O_3 , AlF_3), извлечение и повторное использование которых в получении алюминия может способствовать повышению рентабельности производства [3-4]. Необходимо отметить, что данное сырье не всегда возможно подвергать операциям обогащения в первичном виде, поскольку материал имеет широкое распределение по классам крупности. В связи с чем, для эффективной переработки, в технологическую цепочку необходимо введение операций дробления. Расчет и выбор дробильного и измельчительного оборудования является наиболее важным этапом при создании технологии переработки технологического и техногенного сырья. Минимальная ошибка при выполнении данного этапа может привести к значительному снижению технико-экономических показателей работы предприятия. Так же необходимо отметить, что большое количество предприятий алюминиевой промышленности работает на Северных территориях, где влияние на процесс разрушения, для последующей переработке, оказывают отрицательные температуры, которые, как правило, не учитываются при разработке технологии и подборе оборудования.

Целью исследования являлось изучение влияния температур на физико-механические характеристики глиноземсодержащего смета алюминиевого производства, для подготовки к последующим операциям переработки.

Исследовательская часть

Объектом исследования являлся смет - отходы, находящиеся на отметке ± 0 м электролизного цеха предприятия по производству алюминия. Смет представляет собой разнородный материал широкого диапазона крупности, содержащий частицы глинозема, электролита, кремневые продукты и т.д.

Проба продукта, гранулометрический состав которого представлен на рисунке 1, была проанализирована на содержание компонентов (таблица 1). Анализы выполнялись на оптико-эмиссионном спектрометре «VARIAN» 730-ES.

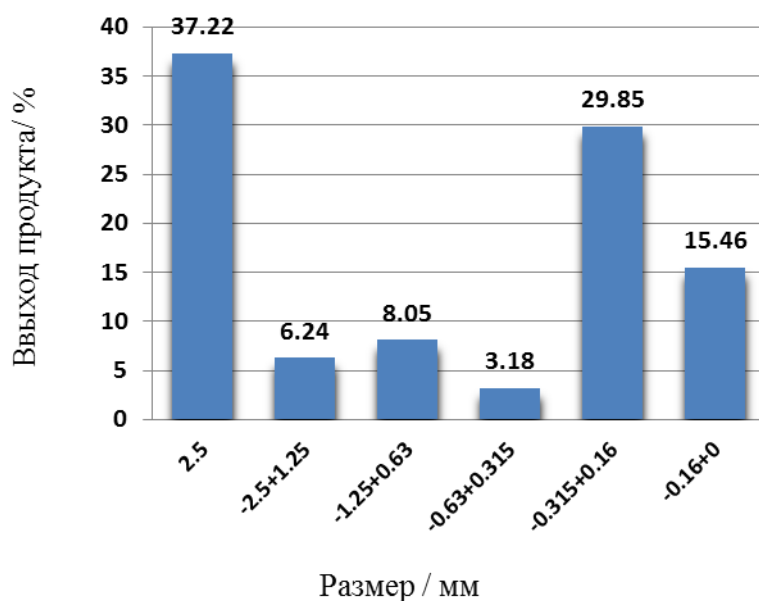


Рисунок 1 - Гранулометрический состав

Наибольшее содержание в пробе имеют классы крупности – 0,315 + 0,16 мм в объеме 29,85 % и наиболее крупный класс +2,5 мм – 37,22 %. Содержание материала класса – 70 + 40 используемого для дальнейших исследований по определению индекса дробления составляло 20,26 % от общей массы.

В процессе дальнейших исследований часть металлического алюминия выделилась в виде недробимых кусков фракций + 20 мм и + 5 мм. Суммарный выход данного продукта составил около 2 %.

Таблица 1 – Химический состав объединенной пробы смета.

Элемент	Массовая доля элемента, %							
	Al	Ca	Fe/Fe ₂ O ₃	Mg	Mn	K	Na	Si/SiO ₂
Концентрация	30,18	2,59	0,22/0,847	0,177	0,0044	0,254	13,3	0,69/1,48
*В таблице представлены содержания основных элементов. Данные по полному химическому анализу представлены в работе [5]								

Согласно результатам исследования фазового состава образцов установлено, что смет в основном состоит из криолита, хиолита, корунда, кварца, полевого шпата, углеродистого вещества и техногенной фазы состава (NaF)·1,5CaF₂·AlF₃. Отличаются пробы только по соотношению минералов.

Оптическими и макроскопическими исследованиями установлено, что со светлыми частицами ассоциированы выделения металлического алюминия, который встречается также и в виде свободных индивидов. При детальном изучении строения частиц выявлено, что они являются агрегатами различных типов (рисунок 2): - массивных однородных по текстурно-структурным параметрам; - комковидных пористых образований, представ-

ленных агрегатом более мелких частиц; - техногенных конгломератов – смешанных агрегатов выше перечисленных типов.

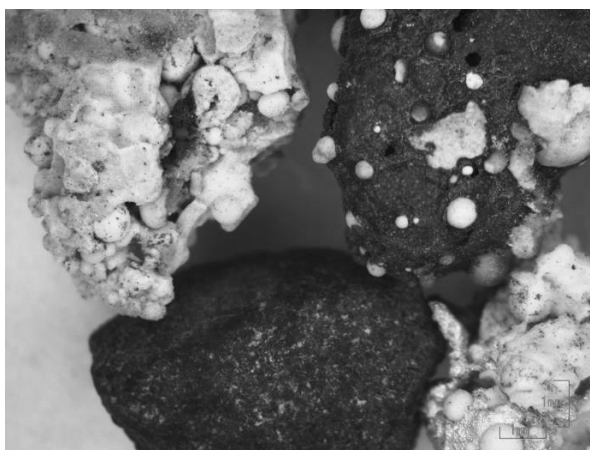
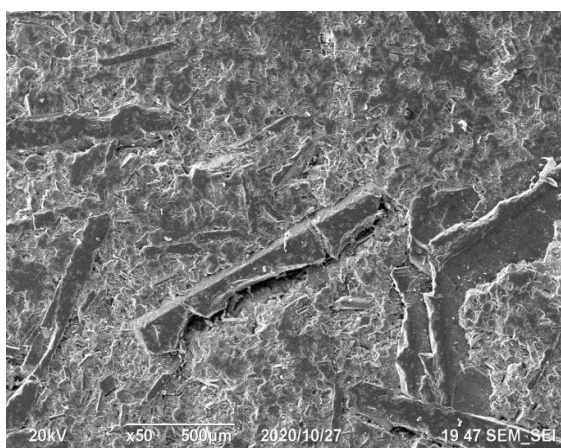


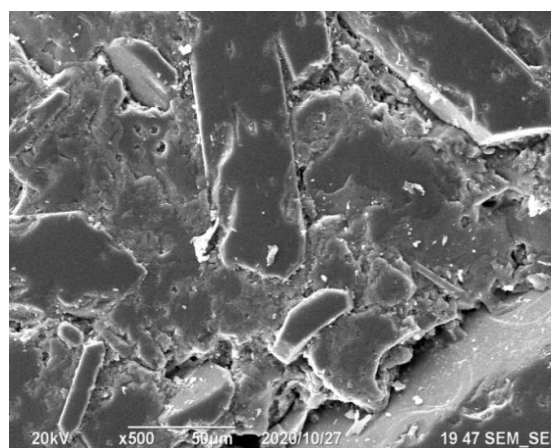
Рисунок 2 – Комковидные агрегаты минеральных фаз различного состава в крупной фракции смета глинозема

Оптическими исследованиями средней фракции смета установлено, что в составе сыпучего материала присутствуют морфологические типы частиц, которые коррелируют с фазовым составом агрегатов. Агрегаты белого и светло-серого цвета представлены, соединениями фтора, натрия, алюминия и кальция между собой и в комбинации с гидроксильной группой, в которых в виде включений присутствует кремнезем, а также микро- и макровкрапления металлического алюминия. Темные же частицы представлены соединениями железа и кремния.

Дополнительно, на образцах материала для определения наличия примесей проведены исследования с использованием двухлучевого сканирующего микроскопа (многолучевая система) JIB-4500, оснащенного электронной пушкой LaB6 и ионной пушкой. Снимки поверхности материала представлены на рисунке 3а-3б.



а



б

Рисунок 3 - фотографии поверхности материала:
а - увеличение 50, б - увеличение 500

Результаты снимков поверхности материала показали неоднородность структуры, с большим количеством вкраплений неправильной формы и различного размера. Для установления наличия алюминийсодержащих структур и загрязняющих веществ на поверхности материала (рисунок 4-5), были изучены некоторые спектры (таблица 2-3), имеющие визуальные макроскопические различия.

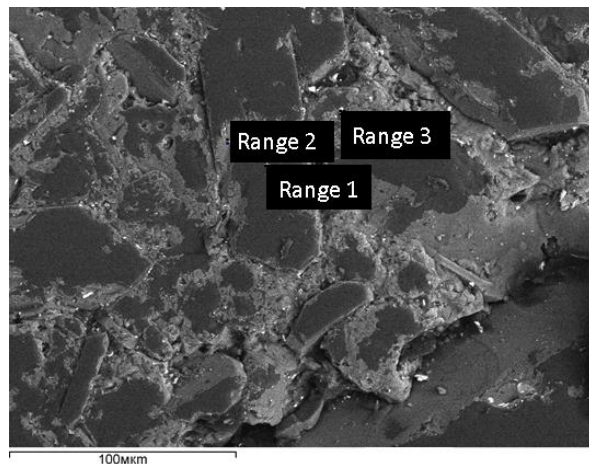


Рисунок 4 - Фотографии поверхности материала с указанием точек снятия спектра

Таблица 2 - Результаты спектров в различных точках поверхности (образец а)

Спектр	Спектр1	Спектр2	Спектр3
C	19,89	31,63	58.61
O	47,78	30,61	-
F	-	-	29.55
Na		-	7.01
Al	28,62	37,76	3.41
Ca	-	-	1.42
Fe	1,29	-	-
Si	2,42	-	-

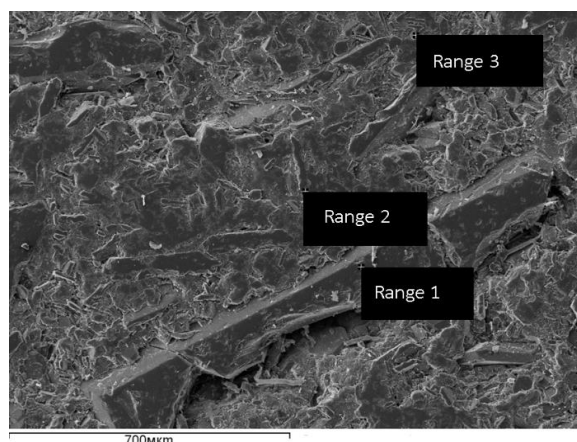


Рисунок 5 - Фотографии поверхности материала с указанием точек снятия спектра

Таблица 3 - Результаты спектров в различных точка поверхности (образец б)

Спектр	Спектр 1	Спектр 2	Спектр 3
C	10,61	15,93	18,66
O	51,41	46,50	49,24
F	-	-	7,42
Na	-	-	1,12
Al	37,98	38,10	17,50
Ca	-	-	0,44
Fe	-	-	2,14
Si	-	-	1,75

На основании проведенных микроскопических исследований на поверхности материала установлено наличие железо и кремнийсодержащих минералов, вероятнее всего содержащихся в техногенной фазе. Для определения качественных показателей проведено картирование поверхности материала (рисунок 6).

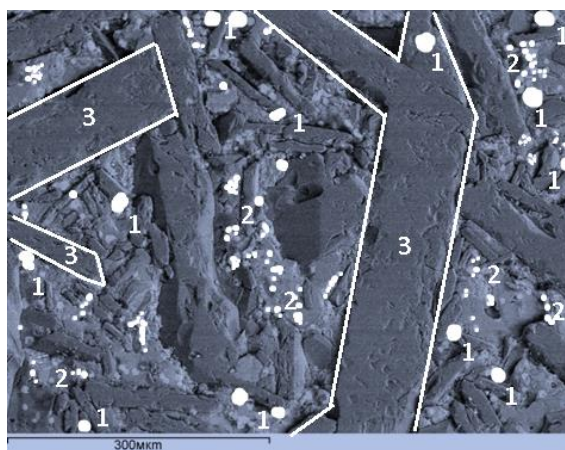


Рисунок 6 - Результаты картирования поверхности материала:
Al- 1, Si-2, Fe-3

В результате анализа полученных данных зафиксирована вкрапленность минералов Si и Fe. Кроме того, эмульсионная вкрапленность железа может присутствовать в металлическом алюминии, что потребует дополнительных технологических операций для выделения данных соединений. На основании полученных данных можно сделать вывод, что применение операции дезинтеграции и данных вкраплений из общей системы поможет получать сырье соответствующего качества для вторичного использования в производстве алюминия.

Как уже говорилось, выбор оборудования для дезинтеграции минерального и техногенного сырья является важным этапом при разработке технологии переработки материалов. Но необходимо отметить, что большое количество предприятий алюминиевой промышленности работает на Северных территориях, где влияние на процесс разрушения, для последующей переработке, оказывают отрицательные температуры.

Как правило, выбор измельчительного оборудования осуществляется

на основании индексов Бонда. Авторами в работе [6] по разрушению глиноземсодержащего смета были изучены: рабочий индекс ударного дробления (CWi), рабочий индекс шарового измельчения (BWi) и рабочий индекс абразивности (Ai). В открытых источниках литературы также отмечается, что важным критерием является крепость материала, так как она влияет на гранулометрический состав продукта дробления. В работе проводили [6] исследования по классической методики, в которой не учитываются температурные характеристики материала. Зачастую данный факт не включают в расчет, что достаточно часто ведет к сверхбыстрому износу, как разрушающей поверхности оборудования, так и кинематических узлов. В связи с чем нами были инициированы исследования по влиянию температур на крепость глиноземсодержащего смета.

Методика проведения эксперимента

Целью эксперимента было определение крепости материала при различных температурах и последующее обоснование процесса, с учетом структурных особенностей материала. В процессе исследования проводилось три серии опытов: при комнатной температуре 23 °С, с нагревом материала в сушильной камере до 200 °С, а так же при криогенном воздействии – 195.75 °С с использованием жидкого азота. В каждом опыте исследовали 20 проб материала с размерами куска 20-40 мм по 40-60 г каждый.

Для определения крепости материала использовался прибор определения крепости, состоящий из стакана, вставленного в него трубчатого копра, внутри которого свободно помещается гиря массой 2.4 ± 0.01 кг с ручкой, привязанной к гире шнуром. Трубчатый копер имеет в верхней части отверстия, в которые вставляются штифты, ограничивающие подъем гири. Каждую навеску отдельно дробят в стакане гирей, падающей с высоты 60 см. После дробления каждой пяти навесок их просеивают на сите с сеткой N 05, подрешетный продукт сита ссыпают в объемомер, измеряют плунжером высоту столбика мелочи.

Коэффициент крепости горной породы δ вычисляют по формуле

$$\delta = \frac{20 \cdot n}{h}$$

где 20 - эмпирический числовой коэффициент, обеспечивающий получение общепринятых значений коэффициента крепости и учитывающий затраченную на дробление работу;

n - число сбрасываний гири при испытании одной навески;

h - высота столбика мелкой фракции в объемомере после испытания пяти навесок, мм. За окончательный результат испытания принимают среднее арифметическое результатов четырех определений.

Результаты и обсуждения

В результате исследования было проанализировано более 400 проб ма-

териала и получены следующие значения крепости образцов, испытанных при различных температурах, (рисунке 4).

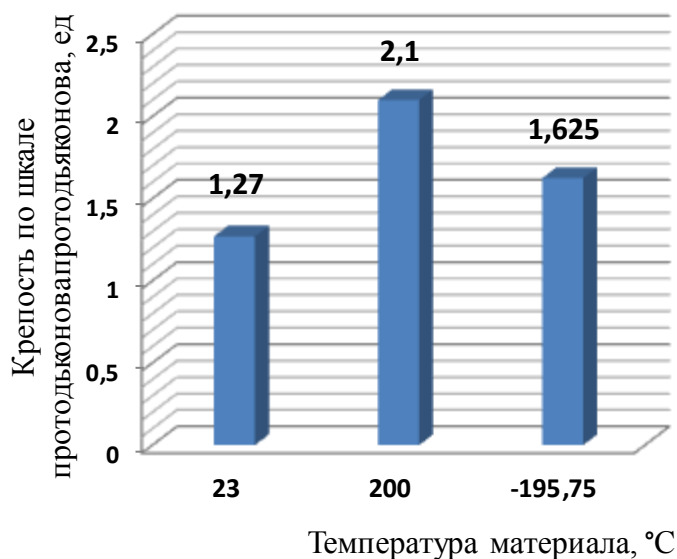


Рисунок 4 - Значения показателя крепости глиноземсодержащего сырья

Испытанное при температурах +23, +200 и –195,75 °C глиноземсодержащее сырье по шкале крепости Протоdjаконова относится, соответственно, к категориям VII (мягкие), VIIa (довольно мягкие) и VI (довольно мягкие).

Крепость является условным понятием, определяющим совокупные физико-механические свойства горных пород (минералов), она возрастает с увеличением сил связей между частицами и отдельностями (блоками) горных пород, а также содержания прочных минералов в породе и падает, в основном, при увлажнении. В связи с чем, дополнительно была изучена влажность материала (W) среднее значение которой составила 2.314 %.

Увеличение показателя крепости исследуемого глиноземсодержащего сырья при изменении температуры в отрицательную и положительную стороны может объясняться разнородным фазовым составом глиноземсодержащего сырья, влажностью и другими присутствующими факторами. С повышением температуры рост показателя крепости, вероятнее всего связан с удалением влаги и, вследствие чего, с упрочнением структурных связей между частицами материала. Этот эффект встречается, например, при сопоставлении кривых дифференциально-термического анализа и измерения показателей прочности на сжатие при изготовления керамики, одним из основных компонентов которой также является глинозем.

Влияние отрицательных температур на повышение крепости глиноземсодержащего сырья определяется увеличением прочностных характеристик, возникающих за счет фазового перехода капиллярной и адсорбционной воды, лед оказывает цементирующее действие. Кроме того при понижении температуры прочность на сжатие влияет не только зависимость от льдистости и при-

сутствия незамерзшей воды, но и изменение прочности льда, интенсивность повышения которой изменяется по сложному закону. Также прочность на сжатие зависит от скорости приложения нагрузки, мгновенной или длительной, поскольку лёд при мгновенных нагрузках, рассматриваемых в данном исследовании, характеризуется высокой прочностной характеристикой.

Вместе с этим, повышение показателя крепости также может быть связано с увеличением упругих свойств исследуемого материала, модуль упругости в некоторых случаях повышается при резко отрицательных и положительных температурах.

В связи с чем можно утверждать, что для корректного выбора дробильного оборудования при переработке глиноземсодержащего смета необходимо проведение дополнительных испытаний.

Заключение

Внедрение операции дробления глиноземсодержащего смета позволит использовать сухую каскадно-гравитационную и центробежную классификацию для отделения примесей в виде SiO_2 и Fe_2O_3 для использования глиноземсодержащего материала в технологии первичного алюминия.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента Российской Федерации № СП-306.2022.1.

Библиографический список

1. Dou, Y.-H., Liu, Y., Liu, Y.-B., Xia, Q.-B., 2013. Effect of Si content on friction-wear properties of high-silicon aluminum alloys fabricated by mechanical alloying and hot pressing. *Fenmo Yejin Cailiao Kexue yu Gongcheng/Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy* 18, 669–674.
2. Бурдонов А. Е., Зелинская Е. В., Немчинова Н. В., Новиков Ю. В. Переработка глиноземсодержащего смета для использования в производстве первичного алюминия // *Цветные металлы*. 2022, № 8. Doi:10.17580/tsm.2022.08.02.
3. Mann, V., Buzunov, V., Pingin, V., Zherdev, A., Grigoriev, V., 2019. Environmental aspects of uc rusal's aluminum smelters sustainable development. *Minerals, Metals and Materials Series* 553–563. https://doi.org/10.1007/978-3-030-05864-7_70.
4. Shabanov, Y., Baisanov, S., Grigorovich, K., Baisanova, A., Toleukadyr, R., Saulebek, Z., 2020. Recovery of low-carbon ferrochrome with multi-component aluminum-silicon-chrome (Al-si-cr) alloy. *Metalurgija* 59, 514–516.
5. Burdonov, A.E., Zelinskaya, E.V., Gavrilenko, L.V., Gavrilenko, A.A., 2018b. Investigation of substantial composition of alumina-bearing material of aluminium electrolyzers for usage in primary aluminium technology. *Tsvetnye Metally* 32–38. <https://doi.org/10.17580/tsm.2018.03.05>.
6. Burdonov, A.E., Barakhtenko, V.V., Prokhorov, K.V., Gavrilenko, A.A., 2018a. Results of studies of disintegration working indices for alumina-containing wastes. *Obogashchenie Rud* 11–16. <https://doi.org/10.17580/or.2018.04.03>.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЧИСЛЕННЫХ МЕТОДОВ ДЛЯ ОПТИМИЗАЦИИ ПЕРЕРАБОТКИ ОКСИДНОГО ВОЛЬФРАМОВОГО СЫРЬЯ В СТРУЙНОМ ПЛАЗМЕННОМ РЕАКТОРЕ

Ноздрин И.В.¹, Полях О.А.¹, Лепихов В.С.¹, Аникин А.Е.¹,
Комрони М.²

¹ *Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, kafcmet@sibsiu.ru*

² *Министерство промышленности и новых технологий,
г. Душанбе, Республика Таджикистан, km-0808@mail.ru*

Аннотация. Проведено многофакторное математическое моделирование взаимодействия плазменного потока азота с частицами оксида вольфрама различной дисперсности при разных технологических режимах работы промышленного реактора мощностью 150 кВт для определения оптимальных условий переработки. Установлено, что параметры реактора обеспечивают эффективную переработку порошкообразного оксида вольфрама крупностью до 200 мкм при начальной концентрации оксида в плазменном потоке азота 0,01 кг/кг.

Ключевые слова: многоструйный плазменный реактор, оксид вольфрама, межкомпонентный теплообмен, теплопроводность, испарение сырья.

USE OF NUMERICAL METHODS TO OPTIMIZE PROCESSING OF TUNGSTEN OXIDE RAW IN A JET PLASMA REACTOR

Nozdrin I.V.¹, Polyah O.A.¹, Lepihov V.S.¹, Anikin A.E.¹, Komroni M.²

¹ *Siberian state industrial university,
Novokuznetsk, Russia, kafcmet@sibsiu.ru*

² *Ministry of the industry and new technologies,
Dushanbe, Republic of Tajikistan, km-0808@mail.ru*

Abstract. Multifactorial mathematical modeling of the interaction of a nitrogen plasma flow with particles of tungsten oxide of various dispersions under different technological operating modes of an industrial plasma jet reactor with a power of 150 kW was carried out to determine the optimal processing conditions. It has been established that the reactor parameters ensure efficient processing of powdered tungsten oxide with a particle size of up to 200 mkm at an initial oxide concentration in the nitrogen plasma flow of 0.01 kg/kg.

Keywords: multi-jet plasma reactor, tungsten oxide, heat transfer, thermal conductivity, raw material evaporation.

Постановка задачи исследования

Вольфрам и карбид вольфрама, обладающие комплексом экстремальных физико-химических свойств, по праву занимают одно из лидирующих мест в мире сверхтвердых тугоплавких соединений. Использование данных материалов в высокодисперсном состоянии существенно расширяет сферы их применения в современном материаловедении, например, как компонентов новых жаропрочных керамик, композиционных покрытий и др. К перспективным способам получения высокодисперсных материалов и композиций на их основе следует отнести процессы плазмометаллургического синтеза, реализуемые в струйных реакторах. Такие процессы характеризуются высокой производительностью, позволяют управлять процессами синтеза и физико-химическими свойствами получаемых продуктов в широком диапазоне, освоены в промышленном масштабе. Отличительной особенностью струйных плазменных процессов является их быстротечность, не превышающая тысячных долей секунды, что обусловлено высокими скоростями движения плазменно-сырьевых сред в реакторе, достигающих сотен метров в секунду. Для получения высоких степеней превращения приходится решать ряд конструкторских и технологических задач, обеспечивающих эффективную гомогенизацию среды, протекание целевых химических реакций и формирование свойств продуктов синтеза, отвечающих заданным критериям.

Лимитирующей стадией плазменных процессов, использующих в качестве исходного сырья конденсированные материалы, является перевод их в газообразное состояние. От эффективности испарения частиц шихты зависят принципиальная возможность реализации предлагаемого процесса и его технико-экономические показатели. Экстремальность условий синтеза, большие скорости и крайне малые времена нахождения компонентов в реакторе затрудняют экспериментальное исследование процесса гомогенизации плазменного потока. В связи с этим в настоящее время разрабатываются и совершенствуются численные методы моделирования струйных процессов, протекающих в низкотемпературной плазме. Полученные математические модели, описывающие отдельные стадии плазмометаллургического синтеза, позволяют существенно облегчить оптимизацию новых разрабатываемых технологий.

Целью настоящей работы является проведение в условиях промышленного реактора моделирования процессов взаимодействия плазменного потока азота с частицами оксида вольфрама WO_3 различной дисперсности для оценки возможности его использования в качестве исходного компонента при синтезе высокодисперсных порошков вольфрама и его карбида.

Выбор модели расчета и описание методики

Плазмометаллургические процессы получения конденсированных материалов в струйных реакторах относятся к одним из самых сложных технологических процессов, реализуемых на практике. Это обусловлено необходимостью учета целого ряда экстремальных процессов, протекающих в плазменном реакторе: огромное количество физико-химических превраще-

ний среди компонентов; высокие температуры процесса, достигающие десятков и сотен тысяч градусов; высокие скорости движения плазменного и сырьевого потоков, достигающие сотен метров в секунду; необходимость выделения и фиксации целевых продуктов синтеза из-за возможности их разложения.

С известной долей упрощения все процессы в плазменном реакторе зависят от следующих факторов:

1) физико-химических – нагрев исходных компонентов, фазовые превращения, химические взаимодействия, образование и рост частиц конденсированных продуктов синтеза;

2) конструктивных – условия генерации и вид плазменного потока, способ ввода в реактор сырьевых компонентов и вывода продуктов синтеза;

3) технологических – выбор оптимального вида сырья, обеспечение эффективных параметров синтеза, организация фиксации и выделения целевых продуктов из плазменного потока и предотвращение их возможного разложения.

Большое количество факторов и их экстремальные значения делают затруднительной, а порой и невозможной, выделение и экспериментальную оценку отдельных стадий плазмометаллургических процессов. В связи с этим целесообразно использовать для этих целей аппарат математического моделирования, позволяющий описывать и исследовать отдельные группы процессов, протекающих в реакторе, например, нагрев, плавление и испарение исходных материалов, обеспечивающих гомогенизацию процесса и химические превращения с высокими скоростями. Адекватность применяемых моделей должна проходить экспериментальную оценку путем сравнения характеристик получаемых продуктов с их расчетными параметрами.

Лимитирующей стадией плазменных процессов при использовании дисперсного сырья является скорость их гомогенизации, т.е. перевода твердых и жидких компонентов в газовую фазу [1-2]. Успешное протекание процесса синтеза зависит, главным образом, от возможности обеспечения эффективного теплообмена между плазменным потоком и движущимися частицами конденсированного сырья. Знание особенностей теплообмена в плазменном потоке позволяет прогнозировать выход готовых продуктов и формировать комплекс требований к конденсированному сырью, гидродинамическим, теплофизическим и конструктивным параметрам оборудования.

Уровень современного состояния средств объективного контроля, не позволяет получить адекватную картину испарения конденсированного сырья в плазменном реакторе из-за многофакторности и экстремальности условий синтеза. Поэтому описание межкомпонентного теплообмена сводится к построению математических моделей с большим количеством допущений. Однако, несмотря на оценочный характер существующих моделей, результаты моделирования чрезвычайно важны и обязательно учитываются при разработке технологических процессов.

Большинство современных моделей, описывающих процесс взаимодействия частиц сырья с плазменной струей [3-4] рассматривают идеализи-

рованный вариант нагрева отдельных частиц при движении вдоль оси реактора в высокоэнтальпийном газовом потоке и, зачастую, не учитывают влияния концентрации дисперсного материала, изменения теплофизических свойств конденсированного сырья и газового потока в условиях градиента температур по сечению реактора и на поверхности частиц. Температура потока определяется по средним значениям, полученным из экспериментальных данных, или рассчитывается стандартными методами для установившегося турбулентного режима течения газа. Также не принимается во внимание изменение коэффициента теплоотдачи от газового потока к стенкам реактора при образовании гарнисажа, наблюдаемого в реальных технологических процессах, или при использовании искусственной футеровки. Действительно, изменение основных теплофизических свойств плазмообразующих газов в рассматриваемом диапазоне температур может достигать 300 %. Наличие искусственной футеровки снижает теплоотдачу от плазменного потока к стенкам реактора на 15 – 35 % [5], а образование гарнисажа - на 11 – 30 % [6]. Такие допущения приводят к значительной погрешности результатов расчетов и завышение размеров испарившихся частиц в несколько раз.

В настоящей работе использовалась программа расчета, созданная в Сибирском государственном индустриальном университете на базе исследований, выполненных под руководством профессора Г.В. Галевского и представленных в [7 - 9], являющаяся по факту глубоко переработанной, актуализированной и дополненной математической моделью Института тепло- и массообмена АН БССР, выполненной под руководством профессора А.Л. Моссэ [3]. В использованной математической модели взаимодействия конденсированного сырья с потоком азотной и азотно-водородной плазмы устранены основные недостатки базового варианта и решены следующие вопросы:

- учтен эффект влияния естественной турбулизации плазменного потока на теплообмен плазмы с конденсированными частицами и «холодной» стенкой реактора;
- определены и использованы параметры снижения интенсивности теплообмена плазменного потока со стенками реактора при формировании гарнисажа и искусственной теплоизоляции канала;
- предусмотрено изменение теплового потока к поверхности отдельных частиц за счет учета влияния «коллективного» фактора.

Модель расчета имеет следующую структуру:

- 1) блок формирования начальных условий расчета;
- 2) блок расчета гидродинамических условий, описывающий движение частиц и плазменного потока;
- 3) блока расчета теплообмена плазменного потока со стенками реактора;
- 4) блока расчета теплообмена плазменного потока с дисперсным сырьём.

Теплообмен потока газа-теплоносителя, содержащего частицы конденсированного сырья в количестве до 0,012 кг/кг газа, со стенками реактора в области чисел Рейнольдса 700 – 1500 описывается уравнениями [10]:

$$St = 0,646 \cdot Re_{f,x}^{-0,420} \cdot Pr_{f,x}^{-0,05} \text{ (без футеровки)}, \quad (1)$$

$$St = 0,512 \cdot Re_{f,x}^{-0,426} \cdot Pr_{f,x}^{-0,05} \text{ (гарнисажная футеровка из } ZrO_2), \quad (2)$$

где: St – критерий Стантона;
 Re – критерий Рейнольдса;
 Pr – критерий Прандтля;
 f, x – индекс, показывающий распределение значений по осевой координате (длине) плазменного реактора.

Расчет нагрева частиц сводится к совместному решению уравнений движения и нагрева частиц. С учетом принятых допущений уравнение движения сферической частицы имеет вид [7 - 9].

$$m \frac{\partial v}{\partial \tau} = C_d \rho_n \frac{(v_n - v_n)^2}{2} \cdot S_n + m_n \cdot g \quad (3)$$

где: p – индекс, относящийся к потоку;
 n – индекс, относящийся к частице;
 τ – время, с; V – скорость, м/с; m – масса, кг; ρ – плотность, кг/м³;
 S_n – площадь поперечного сечения, м²;
 C_d – лобовое газодинамическое сопротивление частицы;
 g – ускорение свободного падения, м/с².

Лобовое сопротивление частицы в газовом потоке определяется при малых значениях критерия Рейнольдса по формуле [7]:

$$Cd = \frac{2U}{Re} \quad (4)$$

Процесс нагрева сферической частицы описывается уравнением [7]:

$$\frac{\partial T_n}{\partial \tau} = \frac{3\alpha_n}{C_n \cdot \rho_n \cdot r_n} (T_p - T_n) \quad (5)$$

где: T – температура, °K;
 α – коэффициент теплоотдачи, кДж/(м²·м·град);
 C – теплоемкость, кДж/град;
 r – радиус частицы, м.

Коэффициент теплоотдачи рассчитывается из критериальных уравнений [7 - 9].:

$$Nu = 2 + 0,6Pr^{1/3} \cdot Re^{1/2}, \quad (6)$$

$$Nu = \frac{\alpha \cdot d_p}{\lambda} \quad (7)$$

где: Nu – критерий Нуссельта;
 Pr – критерий Прандтля;
 Re – критерий Рейнольдса;
 d_p – диаметр реактора, м;
 λ – коэффициент теплопроводности частицы, Вт/(м·K).

Время задержки на плавление и диссоциацию определяется уравнением [7-9]:

$$\int_{\tau_1}^{\tau_1 + \Delta\tau_1} \alpha_n (T_n - T_{\text{пл(дис)}}) d\tau = \frac{r}{3} \cdot \rho_n \cdot L_{\text{пл}} (D_{\text{дис}}), \quad (8)$$

где: $T_{\text{пл(дис)}}$ – температура плавления (диссоциации), $^{\circ}\text{K}$;

$L_{\text{пл}}$ – теплота плавления, кДж/моль;

$D_{\text{дис}}$ – теплота диссоциации, кДж/моль.

Частица считается полностью расплавившейся или полностью продиссоциировавшей, когда к ней поступит все тепло, необходимое на нагрев, плавление и диссоциацию массы данной частицы.

Программа расчетов оценивает влияние параметров высокоэнтальпийного газового потока и крупности шихтовых материалов на степень их испарения. В качестве исходных данных задаются: внутренний диаметр реактора; мощность плазмотронов и начальная температура плазменного потока; расход конденсированного сырья, транспортирующего и плазмообразующих газов; теплофизические и термохимические характеристики газов и компонентов конденсированного сырья; дисперсные характеристики сырья. Результаты расчетов позволяют определить для любой точки плазменного реактора: количество тепла, переданного теплоносителем частицам сырья и стенкам реактора; температуру газопылевого потока, частиц шихты и стенок реактора; степень и время испарения частиц; расстояние, которое прошли частицы материала до полного испарения.

Результаты моделирования взаимодействия оксида вольфрама с плазменным потоком азота

В качестве начальных условий принят режим работы трехструйного прямоточного плазменного реактора с гарнисажной футеровкой из диоксида циркония мощностью 150 кВт, обеспечивающий начальную расчетную температуру плазменного потока 5400 К при расходе плазмообразующего и транспортного газа $1 \cdot 10^{-2}$ кг/с. Доля транспортного газа в реакторе не превышает 10 % от количества плазмообразующего газа. Запыленность плазменного потока на входе в реактор принята равной 0,01 кг WO_3 на 1 кг плазмообразующего газа - азота. Начальная скорость ввода частиц в плазменный реактор составляла 1 м/с.

Теплофизические свойства плазмообразующего газа приняты по данным [11-12], вольфрама и его соединений заимствованы из [13-15] и частично приведены в таблице 1. В связи с отсутствием данных для значений коэффициента теплопроводности во всем требуемом интервале температур, принимались значения, полученные расчетным путем по методике, приведенной в [16-17].

Таблица 1 – Теплофизические свойства W и WO₃

Материал	W	WO ₃
Температура плавления, К	3695	1747
Температура кипения(диссоциации), К	5800	2824
Теплота плавления, кДж/моль	75,94	1,07
Теплота испарения (диссоциации), кДж/моль	512	9,55
Теплопроводность – λ , Вт/(м·К)	163	2,94

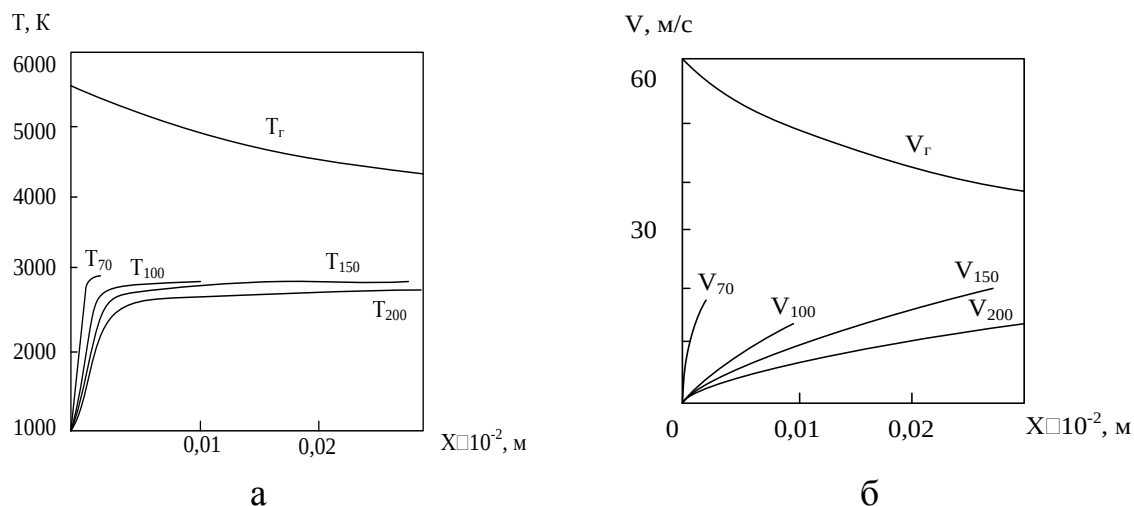
При расчетах принята модель диссоциации оксида вольфрама:



Рассчитывалась температура и скорость частиц и газового потока, время нагрева частиц до температуры плавления $T_{\text{пл.}}$, время плавления, время нагрева от температуры плавления до температуры диссоциации $T_{\text{дис.}}$, время нахождения частиц при $T_{\text{дис.}}$ и расстояния, пройденное частицами за эти отрезки времени. Рассматриваемая модель позволяла оценить, происходит полная или частичная диссоциация частиц за время её нахождения при температуре диссоциации. Результаты расчетов приведены в таблице 2 и на рисунке 1.

Таблица 2 - Условия испарения частиц WO₃

Размер частиц, мкм	Т, К	Путь (м) и время (сек · 10 ³)				
		До Т _{пл.}	Т _{пл.}	до Т _{дис.}	Т _{дис}	Сумма
70	5400	0,000025	0,000075	0,0004	0,0033	0,0038
		0,0075	0,0225	0,0500	0,1400	0,2200
100		0,000125	0,000375	0,0005	0,0095	0,0105
		0,04	0,12	0,1600	0,4600	0,7800
150		0,00025	0,00075	0,0020	0,0250	0,0280
		0,00825	0,0225	0,3200	1,09	1,7400
200		0,0005	0,0015	0,0040	0.1880	0,194
		0,165	0,495	0,6500	6,5900	7,9000



а) распределение температуры компонентов пылегазового потока по длине реактора (T_g –среднемассовая температура азота, $T_{70} \dots T_{200}$ – температура поверхности частиц оксида вольфрама заданной крупности);

б) зависимость скорости частиц оксида вольфрама от крупности V (70,100, 150, 200 мкм) и скорости плазменного потока V_g

Рисунок 1 – Результаты моделирования параметров переработки порошка WO_3 в плазменном потоке азота

Из полученных результатов следует, что при заданных начальных условиях, соответствующих параметрам работы промышленного плазменного реактора, 100 %-ная степень испарения возможна для частиц оксида вольфрама крупностью не более 200 мкм. (рисунок 1 а). Однако, учитывая фактические габариты существующих плазменных реакторов, в качестве максимального размера частиц исходного оксида вольфрама для синтеза можно рекомендовать крупность не более 150 мкм.

Время испарения частиц определяется количеством тепла, передаваемого плазменным потоком материалу, находится практически в линейной зависимости от начальной температуры азота (рисунок 1, а). Скорость движения частиц в потоке определяется гидродинамическими режимами плазмосырьевого потока и размером частиц сырья и может достигать 20 м/с для частиц крупностью 70 мкм (рисунок 1, б).

Расчеты показывают, что при переработке порошка оксида вольфрама технологически целесообразно поддерживать величину начальной запыленности газового потока в диапазоне 0,01 - 0,02 кг WO_3 на 1 кг плазмообразующего газа - азота, обеспечивающего высокие технологические показатели реактора.

Выводы

Проведено многофакторное математическое моделирование взаимодействия плазменного потока азота с частицами оксида вольфрама различной дисперсности при разных технологических режимах работы промышленного плазменного струйного реактора мощностью 150 кВт для определе-

ния оптимальных условий переработки. Установлено:

– основными факторами, влияющими на перевод конденсированного сырья в газовую фазу, являются энергетические и гидродинамические параметры плазменного потока, а также размер, концентрация и теплофизические свойства частиц исходного сырья;

– параметры промышленного плазменного реактора мощностью 150 кВт обеспечивают для рассматриваемого технологического вариантов эффективную переработку порошкообразного сырья оксида вольфрама крупностью до 200 мкм при концентрации порошков в плазменном потоке азота 0,01 кг/кг.

Библиографический список

1. Цветков Ю.В. Плазменная металлургия / Ю.В. Цветков, А.В. Николаев, С.А. Панфилов. – Новосибирск : Наука. Сиб. отд., 1992. – 265 с.
2. Крапивина С.А. Плазмохимические технологические процессы / С.А. Крапивина. – Л. : Химия, 1981. – 248 с.
3. Моссэ А.Л. Обработка дисперсных материалов в плазменных реакторах / А.Л. Моссэ, И.С. Буров. – Минск : Наука и техника, 1980. – 208 с.
4. Амбразявичус А.Б. Высокотемпературный теплообмен в плазменно-технологических аппаратах : учеб. пособие / А.Б. Амбразявичус, В.К. Литвинов. – Свердловск : УПИ им. С.М. Кирова, 1986. – 89 с.
5. Наноматериалы и нанотехнологии в производстве карбида кремния : монография: в 3 т. / науч. ред. Г.В. Галевский : дополнительный том. Плазмометаллургическое производство карбида кремния : развитие теории и совершенствование технологии / В.В. Руднева. – М.: Флинта : Наука, 2008. – 387 с.
6. Ноздрин И.В. Теплотехнические характеристики плазмометаллургического реактора для производства тугоплавких боридов и карбидов / И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Вестник горнометаллургической секции РАЕН. Отделение металлургии : сб. науч. тр. – СибГИУ. – Москва: Новокузнецк, 2011. – В.28. – С.106 – 113.
7. Rudneva V.V. Effective Processing of Disperse Raw Materials in a Plasma Reactor / V.V. Rudneva, G. V. Galevskii, E.K. Yurkova // Steel in Translation. – 2007. – Vol.37. – № 2. – P. 115 – 118.
8. Руднева В.В. Модельно-математическое исследование режимов эффективной переработки дисперсного сырья в плазменном реакторе / В.В. Руднева, Г.В. Галевский, Е.К. Юркова // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2007. – № 5. – С. 52 – 55.
9. Руднева В.В. Компьютерное моделирование режимов эффективной переработки дисперсного сырья в плазменном реакторе / В.В. Руднева, Г.В. Галевский, Е.К. Юркова // Системы автоматизации в образовании, науке и производстве : тр. VI Всерос. научн.-практ. конф. – СибГИУ. – Новокузнецк, 2007. – С. 343 – 346.
10. Ноздрин И.В. Модельно-математическое исследование условий эффективной переработки хромсодержащего сырья в плазменном реакторе /

И.В. Ноздрин, В.В. Руднева, Л.С. Ширяева, М.А. Терентьева. – Изв. вузов. Черная металлургия. – 2012. – № 2. – С. 13 – 18.

11. Глушко В.П. Термодинамические свойства индивидуальных веществ : справочник в 4-х томах / В.П. Глушко. – М. : Наука, 1978 – 1982 гг.

12. Spangenberg H.J. Thermodynamische Funktion verschiedener Kohlenwasserstoff – Stickstoff – Verbindungen und Radicals bei hohen Temperaturen und die Zusammensetzung von CHN – Plasmen // Zeitschrift für physikalische Chemie. – 1974. – В. 255. – № 1. – S. 1 – 15.

13. Самсонов Г.В. Физико-химические свойства окислов : справочник / Г.В. Самсонов [и др.]. – М. : Металлургия, 1978. – 472 с.

14. Кржижановский Р.Е. Теплофизические свойства неметаллических материалов : справочник / Р.Е. Кржижановский, З.Ю. Штерн. – Л. : Энергия, 1973. – 333 с.

15. Самсонов Г.В. Физико-химические свойства окислов : справочник / Г.В. Самсонов [и др.]. – М. : Металлургия, 1978. – 472 с.

16. Киреев В.А. Методы практических расчетов в термодинамике химических реакций / В.А. Киреев. – М. : Химия, 1970. – 519 с.

17. Владимиров Л.П. Термодинамические расчеты равновесия металлургических реакций / Л.П. Владимиров. – М. : Металлургия, 1970. – 528 с.

УДК 669.184

ОСОБЕННОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ТВЕРДОГО ТОПЛИВА В КОНВЕРТЕРНОЙ ПЛАВКЕ

Сафонов С.О., Лопатина А.О.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, sergey.safonov.1950@mail.ru, olegovvna@bk.ru*

Аннотация. Проведен анализ эффективности применения твердого топлива и его видов в определенные моменты цикла конвертерной плавки, описан механизм воспламенения твердого топлива и его окисления в сталеплавильном агрегате показан механизм взаимодействия твердого топлива с оксидами шлака.

Ключевые слова: Топливо, металлолом, подогрев металлолома, продувка, тепловая энергия, окисление металлов, восстановление оксидов.

FEATURES OF THE USE OF SOLID FUEL IN CONVERTER SMELTING

Safonov S.O., Lopatina A.O.

*Siberian industrial state university,
Novokuznetsk, Russia, sergey.safonov.1950@mail.ru, olegovvna@bk.ru*

Abstract. The analysis of the efficiency of the use of solid fuel and its types

at certain points of the converter melting cycle is carried out, the mechanism of ignition of solid fuel and its oxidation in a steelmaking unit is described, the mechanism of interaction of solid fuel with slag oxides is shown.

Keywords: Fuel, scrap metal, heating of scrap metal, purging, thermal energy, oxidation of metals, reduction of oxides.

Введение

Кислородно-конвертерный процесс с верхней продувкой за годы существования всегда направлялся в сторону улучшения технико-экономических показателей производства. Увеличение или уменьшение доли металлолома (охладителя) в шихте всегда позволяло управлять технико-экономическими показателями процесса. Стоимость металлолома определяет его эффективную долю в шихтовых материалах с целью получения замкнутого теплового баланса, если стоимость лома выше чем стоимость чугуна, то появляется необходимость применения более дешевых охлаждителей в конвертерной плавке.

Ввод твердого топлива в кислородный конвертер можно проводить в разные периоды плавки. В настоящее время на металлургических предприятиях дают уголь на прогрев металлического лома. Эта операция необходима с точки зрения безопасности, но она несет в себе и преимущества в технико-экономическом плане, так как вносится дополнительная энергия в процесс.

Применение твердого топлива в кислородно-конвертерном процессе позволяет: повысить долю металлического лома, восстанавливать оксиды марганца и железа в шлаке, повышать выход жидкого металла в конце продувки. Недостатки: снижение производительности сталеплавильного агрегата, повышение содержания FeS, [H] и [N] в полупродукте.

Твердое топливо, которое применяется на данный момент в конвертерном процессе это уголь и кокс. Топливом кислородно-конвертерного процесса может быть кокс, различные марки углей, твердые бытовые отходы, отходы металлургических производств, с теплоносителями в составе (таблица 1).

Таблица 1 – Химический состав горючих компонентов бытовых отходов и других видов теплоносителей

Компоненты	W, %	Содержание, % сухой массы							
		A	C	H ₂	O ₂	N ₂	S	Si	Ca
Кокс	5,0	10,0	87,7	0,4	0,3	1,2	0,4	-	-
Уголь ТОМ, р-з Междуреченский	5,0-9,0	10,0	83,4	2,5	2,3	1,7	0,4	-	-
Уголь ССО, р-з Бачатский	6,5-10,0	8,0	81,1	4,0	4,5	2,0	0,3	-	-
Резина (отработанные автошины)	9,0-10,0	2,5	85,0	8,2	2,4	0,4	1,5	-	-

Продолжение таблицы 1

Компоненты	W, %	Содержание, % сухой массы							
		A	C	H ₂	O ₂	N ₂	S	Si	Ca
Бумага	<1,0	4,0	42,6	5,9	47,4	0,5	0,2	-	-
Полиэтилен	<1,0	4,0	91,5	8,0	-	0,5	0,1	-	-
Полистирол	<1,0	<1,0	96,5	3,0	-	0,2	-	-	-
Полиэтилентерефталат	<1,0	<1,0	55,0	4,0	41,0	-	-	-	-
Поливинилхлорид	<1,0	1,0-3,0	55,0	5,0	-	0,5	0,1	-	-
Текстиль	<1,0	1,0-3,0	55,1	6,8	31,2	4,8	0,1	-	-
Древесина	1,0	1,0	51,0	6,1	41,6	0,2	0,1	-	-
Электродный бой	10,0	90,0	9,5	-	-	-	0,5	-	-
Шлак ферросилиция ФС75 (с корольками металла и SiC)	-	68,0	0,6	-	-	-	0,4	31	-
Карбид кремния	-	30,0	-	-	-	-	-	70,0	-
Карбид кальция	-	1,0	26,2	-	-	-	0,3	-	72,5

Применение твердого топлива на прогрев металлического лома

В мировой практике широкое распространение получил подогрев металлолома.

Доля лома в шихте, в случае его подогрева, может быть оценена с помощью уравнения, полученного из теплового и материального баланса плавки:

$$G_{\text{л}} = \frac{Q_{\text{изб}}}{(q_{\text{л}} + 0,01 Q_{\text{изб}} - \Delta T C_{\text{л}})},$$

где $G_{\text{л}}$ – доля лома, %;

$Q_{\text{изб}}$ – избыточная теплота процесса, кДж/100 кг чугуна;

ΔT – величина подогрева металлолома, К;

$C_{\text{л}}$ – теплоемкость твердого лома, кДж/(кг·К), для температур обычного прогрева лома может быть принята 0,7;

$q_{\text{л}}$ – охлаждающий эффект лома, кДж/кг.

Наибольшие трудности при подогреве лома связаны с правильной оценкой эффективности этого процесса вследствие наличия многих сменных факторов, определяющих термический КПД, и прежде всего с тем, что при высоких температурах топливо не сгорает полностью до CO, и H₂O. Когда лом с поверхности начинает плавиться, жидкое железо, имеющее довольно высокое сродство к кислороду, окисляется, что также тормозит сгорание топлива [1]. По ходу подогрева тепловой поток снижается вследствие повышения температуры лома, уменьшения перепада температур и образования на кусках лома малотеплопроводного слоя оксидов железа. При чрезмерном перегреве термический КПД снижается, удлиняется нагрев, повышается сте-

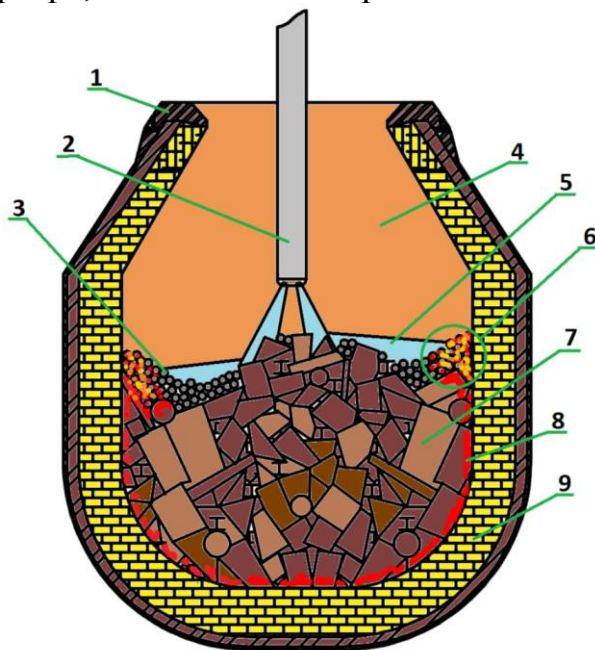
пень окисления железа лома (в шлаковых пробах, взятых сразу после окончания нагрева, содержится 63-92% FeO). Интенсивное окисление лома вызывает бушующие реакции при заливке чугуна, увеличивает ее продолжительность, снижает производительность конвертера, требует большой осторожности от ведущих плавку. Приведенные данные основаны на практике последних лет.

Механизм прогрева металлического лома за счет горения твердого топлива происходит в таком режиме:

1) После загрузки лома в конвертер, лом начинает прогреваться на границе лом-футеровка.

2) Из бункеров подается топливо на металлический лом, далее он прогревается и воспламеняется на границе футеровка – топливо - раскаленный металлолом.

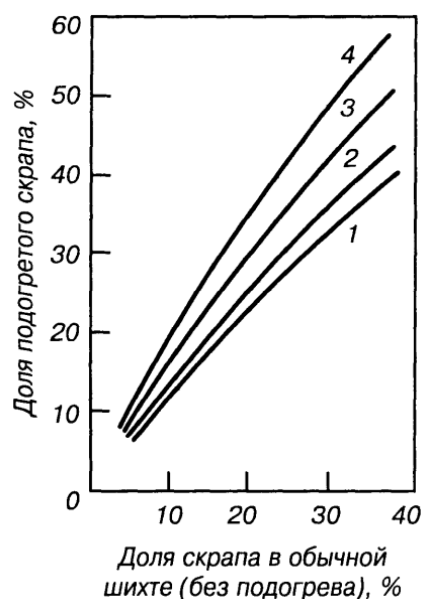
3) Воспламененное топливо взаимодействует с кислородом в рабочем пространстве конвертера, и окисляются горючие компоненты топлива.



- 1 - Защитный шлем, 2 – кислородная фурма, 3 – твердое топливо,
4 – отходящие горючие газы, 5 – кислородная струя, 6 – реакции
воспламенения и горения топлива, 7 – металлический лом,
8 – подогретый теплом футеровки лом, 9 – горячая футеровка

Рисунок 1 – Начальная стадия прогрева металлического лома

Если использовать твердые бытовые отходы в виде топлива, то они грузятся в конвертер во втором совке с металлическим ломом. И во время загрузки этого совка ТБО быстро воспламеняются, и процесс горения проходит интенсивнее, чем при применении углей. На рисунке 2 приведено сравнение доли металлолома в шихте конвертерной плавки с подогревом лома и без подогрева. При подогреве металлического лома в конвертере от 30-50 % топлива может не догорать из-за особенностей применяемого лома и его форм [2].



1-260 °C; 2-538 °C; 3-815 °C, 4-1093 °C

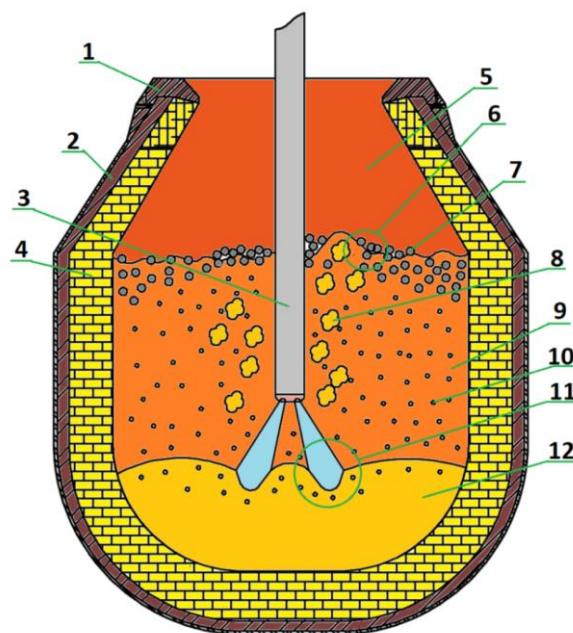
Рисунок 2 – Влияние на долю металлолома в металлической шихте температуры его нагрева, °C

Применение твердого топлива во время продувки

Ввод твердого топлива в конвертерную ванну можно проводить в любой период продувки, но необходимо учитывать физико-химические особенности конвертерной ванны в определенный момент продувки. Если дается твердое топливо, когда фурма в низком положении, топливо будет реагировать с оксидами в шлакометаллической эмульсии из – за низкой плотности твердого топлива 1-1,5 кг/м³ (рисунок 3). Реакции, которые протекают в шлаке с поглощением тепла, а реакции, протекающие с газообразным кислородом экзотермический эффект. Применение двухъярусной кислородной фурмы позволит повысить степень дожигания топлива кислородом второго яруса. На таблице 2 приведены тепловые эффекты реакций окисления (с кислородом) и восстановления (с твердым углеродом) [3].

Таблица 2 – Значение тепловых эффектов реакций окисления и восстановления

Реакция	Тепловой эффект реакции окисления на 1 кг элемента, кДж
$[C] + \{O_2\} = \{CO_2\}$	34094
$[C] + 1/2 \{O_2\} = \{CO\}$	10458,2
$[Si] + \{O_2\} = (SiO_2)$	30913,8
$[Mn] + 1/2 \{O_2\} = (MnO)$	7018,3
$[Fe] + 1/2 \{O_2\} = (FeO)$	4826,9
$2[Fe] + 1,5 \{O_2\} = (Fe_2O_3)$	7374,4
$(Fe_3O_4) + [C] = 3(FeO) + \{CO\}$	-642829,7
$(FeO) + [C] = [Fe] + \{CO\}$	-152088,4
$(MnO) + [C] = [Mn] + \{CO\}$	-287189,7



1 – Защитный шлем, 2 – арматурный слой футеровки, 3 – кислородная фурма, 4 – рабочий слой футеровки, 5 – отходящие газы, 6 – твердое топливо реагирует со шлакометаллической эмульсией, 7 – твердое топливо, 8 – всплески металла из реакционной зоны, 9 – шлакометаллическая эмульсия, 10 – газовые пузыри монооксида и диоксида углерода, 11 – реакционная зона, 12 – железосульфидный расплав

Рисунок 3 – Схема подачи твердого топлива в процессе продувки

Для того чтобы топливо реагировало с газообразным кислородом, необходимо поднять фурму в верхнее положение, далее ввести твердое топливо и начинать его раздувать на поверхности шлакометаллической эмульсии и постепенно опускать фурму. При таком режиме продувки можно сжечь от 75 - 40% твердого топлива кислородным факелом. Степень эффективности горения топлива в конвертере определяется: физико-химическими параметрами топлива, количеством сопел в кислородной фурме, интенсивностью продувки, количеством и высотой уровня шлака [4].

Выводы

Если у металлургического предприятия существует возможность загружать ТБО вместе с металлическим ломом, то это позволит снизить время прогрева металлолома от 10 - 20% из-за низкой температуры воспламенения ТБО, экономить на дешевом теплоносителе, утилизировать ТБО в агрегате с высоким тепловым КПД.

Прогрев металлического лома имеет максимальную эффективность до 800°C, потому что при нагреве лома до более высокой температуры начинает окисляться железо и из-за этого снижается производительность агрегата. Учитывая условия прогрева лома достичь температуры 800°C, можно только в верхних слоях лома, в середине и нижних участках металлошихты температура лома варьруется от 300 до 600°C.

Количество сопел в наконечнике кислородной фурмы, влияет на ин-

тенсивность горения топлива, как во время прогрева лома, так и в ходе продувки из-за количества реакционных зон.

Наиболее подходящим этапом продувки для подачи твердого топлива является третья четверть продувки в связи с наилучшими условиями для восстановления марганца и железа твердым углеродом, и высокой температуры процесса при которой углерод имеет большую активность к кислороду. Это позволит перевести часть марганца и железа из шлаковой фазы за счет недогоревшего в струе кислорода угля. Наибольшая тепловая эффективность для применения твердого топлива в конвертерной ванне во время продувки определяется в 75 – 85 % от продолжительности продувки, ведь именно в этот промежуток времени недогоревшее топливо вступит в химическое взаимодействие с оксидами марганца и железа, тем самым увеличив выход жидкого металла плавки.

Библиографический список

1. Конвертерное производство стали. / Б.М. Бойченко - Днепропетровск: Metallurgy, 2006. - 453 с.
2. Технологии интенсификации кислородно-конвертерного процесса/ С.О. Сафонов // Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения. Труды Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых. – 2021. – С. 177 – 180.
3. Изучение влияния (положения, интенсивности) фурмы на параметры реакционной зоны/ В.С. Фадеев, С.О. Сафонов // Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения. Труды Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых. – 2021. – С. 193 – 196.
4. Kwon J.H., Lee J.A., Lee K.U., Han J.W. A study on the supersonic jet nozzle to improve of the operating efficiency of the converter process. Journal of Korean Institute of Metals and Materials. 2020, vol. 58, no.8, pp. 550-559. <https://doi.org/10.3365/KJMM.2020.58.8.550>

УДК 669.1

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОНЦЕПЦИИ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ НА НАСЛЕДСТВЕННУЮ СТРУКТУРУ В СТАЛИ 09Г2С

Солоницын А.Р.

*Выксунский филиал НИТУ «МИСИС»,
Выкса, Россия, solonitsyn07122001@yandex.ru*

Аннотация: В данной работе представлены результаты наблюдений влияния микролегирования титаном и ниобием на аномальный рост аустенитного зерна при рекристаллизации. Объектом исследований была выбрана популярная современная конструкционная сталь различных исполнений, применяемая для изготовления сварных труб. Итоги наблюдений на данном

этапе исследований позволяют прогнозировать активность аномального роста в зависимости от наличия титана и ниобия в низкоуглеродистых сталях.

Ключевые слова: *рекристаллизация, аномальный рост, аустенитное зерно, микролегирование, нагрев слябов, низкоуглеродистые стали, титан и ниобий.*

INVESTIGATION OF THE EFFECT OF THE MICROLEGGING CONCEPT ON THE HEREDITARY STRUCTURE IN STEEL 09G2S

Solonitsyn A.R.

**Vyksa branch of NUST MISIS,
Vyksa, Russia, solonitsyn07122001@yandex.ru**

Abstract. *This paper presents the results of observations of the effect of micro-alloying with titanium and niobium on the abnormal growth of austenitic grains during recrystallization. The object of research was selected popular modern structural steel of various designs used for the manufacture of welded pipes. The results of observations at this stage of research allow us to predict the activity of abnormal growth depending on the presence of titanium and niobium in low-carbon steels.*

Keywords: *recrystallization, abnormal growth, austenitic grain, microalloying, slab heating, low-carbon steels, titanium and niobium.*

Микролегирование – одно из наиболее приоритетных направлений современного металловедения. Для достижения заданных свойств конструкционных сталей в последние 40 лет применяется введение в химический состав таких легирующих элементов, как титан и ниобий. В частности, для изготовления сварных труб важны вязкость, прочность и коррозионная стойкость. Именно благодаря микролегированию титаном и ниобием становится возможным изготовить трубы, которые соответствуют требованиям потребителя.

Разумеется, даже незначительное изменение химического состава стали требует корректировки технологии производства. Начинать следует с самой первой стадии – нагрева. Подавляющее большинство сварных труб делают из горячекатаного листа, который в свою очередь получают путём контролируемой прокатки слябов различной толщины.

Главными параметрами нагрева сляба являются температура нагрева и время выдержки в томильной зоне методической печи. Каждая технологическая ошибка в производстве влечёт за собой неисправимое изменение конечной структуры и свойств. Неправильно подобранный режим нагрева сляба – не исключение. Излишняя температура или время выдержки сляба приводит к активному аномальному росту аустенитного зерна. В конце XX века было выявлено, что наибольшее влияние на аномальный рост имеют такие химические элементы, как титан и ниобий. В данной работе представлены наблю-

дения за активностью аномального роста при различных содержаниях таких микролегирующих элементов, как титан и ниобий. [1-2]

В 2022 году данная тема исследований приобрела новый аспект актуальности, поскольку поставки ниобия в Россию временно приостановлены. Собственных запасов ниобия недостаточно для применения его в чёрной металлургии.

Аномальный рост аустенитного зерна – процесс, при котором одно зерно в результате рекристаллизации поглощает окружающие. Размер аномально выросшего зерна отличается от окружающих его зёрен в сотни раз. Пример микроструктуры в области с аномальным зерном представлен на рисунке 1. Разумеется, механические свойства такой стали сильно искажаются [3].

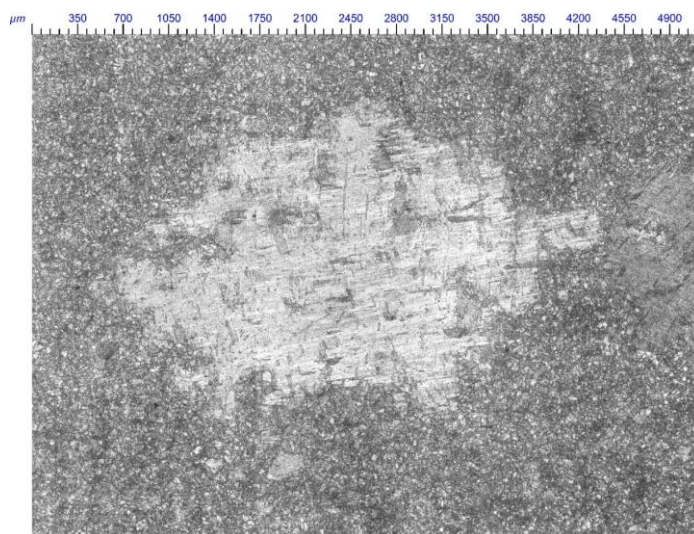


Рисунок 1 - Микроструктура низкоуглеродистой стали в области аномального зерна

Объектом исследований являлась конструкционная сталь 09Г2С в различных исполнениях. Химические составы различались наличием и содержанием титана и ниобия. Содержание и наличие химических элементов, а также наименования исследуемых сталей представлены в таблице 1. Пробы представляли собой параллелепипеды размером 10x10x15 мм (рисунок 2). Образцы вырезались таким образом, чтобы затрагивать только зону столбчатых кристаллов литого сляба.



Рисунок 2 - Внешний вид образца

Таблица 1 - Химический состав исследуемых сталей.

Марка	C, % _{мас.}	Si, % _{мас.}	Mn, % _{мас.}	N, % _{мас.}	Nb, % _{мас.}	Ti, % _{мас.}	Ti/N
09Г2С-7	0,1	0,6	1,5	0,004	-	-	-
09Г2С-9	0,1	0,6	1,5	0,004	+	+	>3,4
09Г2С-10	0,1	0,6	1,5	0,004	-	+	>3,4
09Г2С-17	0,1	0,6	1,5	0,004	+	+	<3,4
09Г2С-18	0,1	0,6	1,5	0,004	+	-	-

Эксперименты по имитации термических циклов проводились в печи трубчатого типа ПТК – 1.4–40. В ней проводился нагрев образцов до температур от 1120 до 1300 °С с шагом в 20 °С. Для каждой из температур время выдержки составляло 30, 90 и 150 минут. По истечению времени выдержки проводилась закалка в воду, после чего образцы подвергались высокотемпературному отпуску в печи Carbolite RHF 1500 при 590 °С с выдержкой 8 часов и охлаждением с печью.

Термообработанные образцы распиливались на 4 части, из которых изготавливались микрошлифы, протравленные в кипящем пересыщенном растворе пикриновой кислоты с добавлением сульфанола. Данный метод травления позволяет увидеть границы аустенитного зерна, которое существовало непосредственно перед закалкой. Микроструктурный анализ проводился на оптическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer. Для анализа полученных изображений микроструктур применялось отечественное программное обеспечение Thixomet PRO.

На рисунке 3 представлена зависимость среднего размера зерна в различных сталях от температуры термической обработки при выдержке 90 минут. Именно такое время выдержки наиболее приоритетно для нагрева массивного сляба в реальных условиях производственной линии.

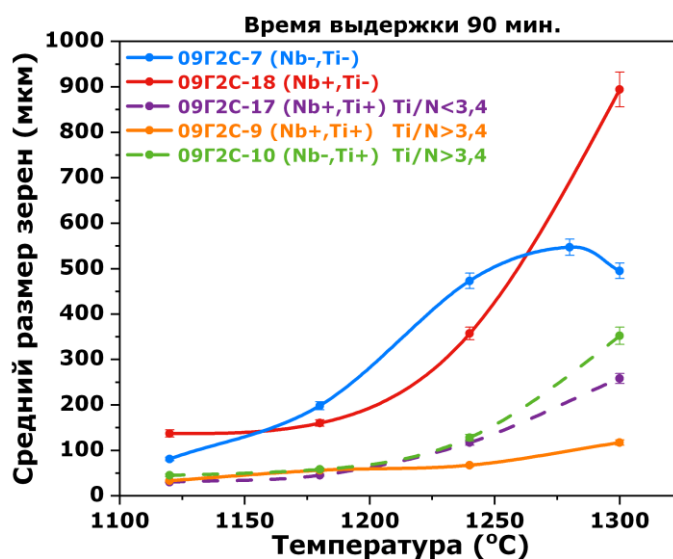


Рисунок 3 - Зависимость среднего размера зерна от температуры термообработки при выдержке 90 минут

Полученные в работе данные можно использовать для прогнозирования наличия аномального роста зерна при составлении технологических циклов для сталей с различным содержанием ниобия и титана. На данном этапе исследований выявлено, что микролегирование одним только ниобием при относительно высоких температурах нагрева лишь усугубляет ситуацию в сравнении со сталью 09Г2С-7, которая в своём составе не имеет микролегирующих элементов. Добавление только титана способствует снижению аномального роста аустенитного зерна. Наиболее эффективно противостоят аномальному росту стали, которые в своём химическом составе имеют и титан, и ниобий.

Библиографический список

1. Новиков В. Ю. Вторичная рекристаллизация – М.: Металлургия, 1990, 128 с.
2. Caddy L. J., Raley J. C. Austenite grain coarsening microalloyed steels.// Metall. Trans. 1983. V. 14A, №10. P. 1989 – 1995.
3. Матросов Ю. И. Механизм влияние микродобавок ниобия на микроструктуру и свойства толстолистовых низколегированных трубных сталей.// Металловедение и термическая обработка металлов. №2 (800). 2022. с. 18-26.

УДК 669.712.2

ПЕРЕРАБОТКА БЕМИТ-КАОЛИНИТОВЫХ БОКСИТОВ БИСУЛЬФАТОМ АММОНИЯ: ОСАЖДЕНИЕ ГИДРОКСИДА АЛЮМИНИЯ ИЗ РАСТВОРА АЛЮМОАММОНИЙНЫХ КВАСЦОВ

Валеев Д.В.

*Институт геохимии и аналитической химии
им. В.И. Вернадского Российской академии наук,
Москва, Россия, dmvalееv@yandex.ru*

Аннотация. Изучено осаждение гидроксида алюминия ($Al(OH)_3$) из раствора алюмоаммонийных квасцов аммиачной водой. Раствор алюмоаммиачных квасцов был получен после автоклавного выщелачивания бемит-каолинитового боксита смесью $3M\ H_2SO_4 + 40\%\ NH_4HSO_4$ при $T = 170\ ^\circ C$. $Fe(III)$ извлекали из раствора алюмоаммонийных квасцов методом ионообменной сорбции с использованием смолы Purolite S957. При анализе экспериментов по осаждению было исследовано влияние добавления затравки на форму частиц, фазовый состав, содержание примесей и размер частиц $Al(OH)_3$. Исследован процесс прокаливании $Al(OH)_3$ при $T = 900\ ^\circ C$ с получением порошка оксида алюминия.

Ключевые слова: боксит, автоклавное выщелачивание, бисульфатный метод, осаждение гидроксида алюминия, глинозем

BOEHMITE-KAOLINITE BAUXITE TREATMENT BY AMMONIUM BISULFATE METHOD: STUDY OF $\text{Al}(\text{OH})_3$ PRECIPITATION FROM AMMONIUM ALUM SOLUTION

Valeev D.V.

Vernadsky Institute of Geochemistry and Analytical Chemistry of Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia, dmvaliev@yandex.ru

Abstract. *The precipitation of aluminum hydroxide ($\text{Al}(\text{OH})_3$) from ammonium alum solution by ammonia water was studied. Ammonium alum solution was obtained after high-pressure leaching of boehmite-kaolinite bauxite with a mixture of $3\text{M H}_2\text{SO}_4 + 40\% \text{NH}_4\text{HSO}_4$ at $T = 170^\circ\text{C}$. $\text{Fe}(\text{III})$ was extracted from the ammonium alum solution by ion-exchange sorption using Purolite S957 resin. Analyze the precipitation experiments, the influence of seed addition to shape of particle, the phase composition, the content of impurities, and the size of the $\text{Al}(\text{OH})_3$ particles were investigated. The $\text{Al}(\text{OH})_3$ calcination process at $T = 900^\circ\text{C}$ to obtain alumina powder was studied.*

Keywords: *bauxite, high-pressure leaching, ammonium bisulfate method, $\text{Al}(\text{OH})_3$ precipitation, sand grade alumina.*

В настоящее время в России для производства глинозема используются два месторождения бокситов: Северо-Уральское и Средне-Тиманское. Бокситы этих месторождений имеют низкое содержание кремнезема (SiO_2) – 3-5 мас.%, поэтому для его переработки применяют щелочные методы (Байера и спекание) [1]. Однако производимого в России глинозема недостаточно для удовлетворения потребностей алюминиевых заводов. Поэтому необходимо искать новые источники глинозема. В Архангельской области существует Североонежское месторождение бокситов. Ежегодно добывается около 900 тыс. т, однако этот боксит не используется для производства глинозема из-за высокого содержания кремнезема (до 20 мас. %) и оксида хрома Cr_2O_3 (до 1 мас. %) [2].

Кислотные способы получения глинозема для такого типа сырья являются наиболее перспективными, так как позволяют извлечь практически весь алюминий, при этом кремнезем остается в твердом остатке [3]. Ранее был изучен процесс выщелачивания бокситов смесью серной кислоты и бисульфата аммония [4]. В данной статье изучен процесс получения глинозема из раствора алюмоаммонийных квасцов и проанализировано поведение основных примесей.

На первом этапе исследований боксит выщелачивали смесью $40\% \text{NH}_4\text{HSO}_4 + 3\text{M H}_2\text{SO}_4$ при $T = 170^\circ\text{C}$, $T:\text{Ж} = 1:10$ и продолжительности 90 мин. После фильтрации пульпы раствор квасцов охлаждали до комнатной температуры (25°C), при этом кристаллы алюмоаммонийных квасцов выпадали в осадок. Кристаллы квасцов отфильтровывали от кислотного раствора, промывали холодной дистиллированной водой и растворяли в дистиллиро-

ванной воде для дальнейшего удаления ионов железа сорбцией. Содержание железа в растворе при сорбции уменьшилось более чем в 2 раза с 241 мг/л до 94,1 мг/л (таблица 1). Смола сорбировала из раствора только железо, содержание хрома (Cr) не снижалось и оставалось на уровне 5,9 мг/л. Потери алюминия составляли около 5 %.

Таблица 1 – Химический состав (г/л) растворов бисульфатного метода получения глинозема из боксита

Образец	Al	Ca	Cr	Fe	K	Mg	Mn	Na	P	Si	Ti	V	Zn
Раствор после выщелачивания	2560	462	321	3910	7,2	75,9	24,2	69,6	13,4	141	82,3	57,0	4,6
Промывная вода квасцов	3180	124	88	1280	0,5	20,0	6,4	15,4	3,5	37,3	21,5	14,8	1,2
Раствор квасцов	3640	0,60	5,8	241	1,4	0,23	0,02	2,4	0,2	0,18	0,21	0,16	0,05
Раствор квасцов после сорбции	3460	2,1	5,9	94,1	3,0	0,39	0,02	6,3	0,2	0,29	0,05	0,17	0,05

Далее изучались два способа получения гиббсита из раствора квасцов. Первый метод предполагал медленное повышение pH раствора с 2,4 до 7 при $T = 90\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 2 часов. Осажденный порошок состоял из наночастиц гиббсита (рисунок 1), объединенных в агломераты микронного размера.

Второй метод заключался в добавлении затравочного гиббсита (рисунок 2) в раствор квасцов. Процесс осаждения проводили при pH раствора на уровне 3 в течение 2 ч, а затем повышали pH до 7 в течение 30 мин. Как видно из рисунка 3, наночастицы гиббсита находятся на поверхности частиц затравочного гиббсита.

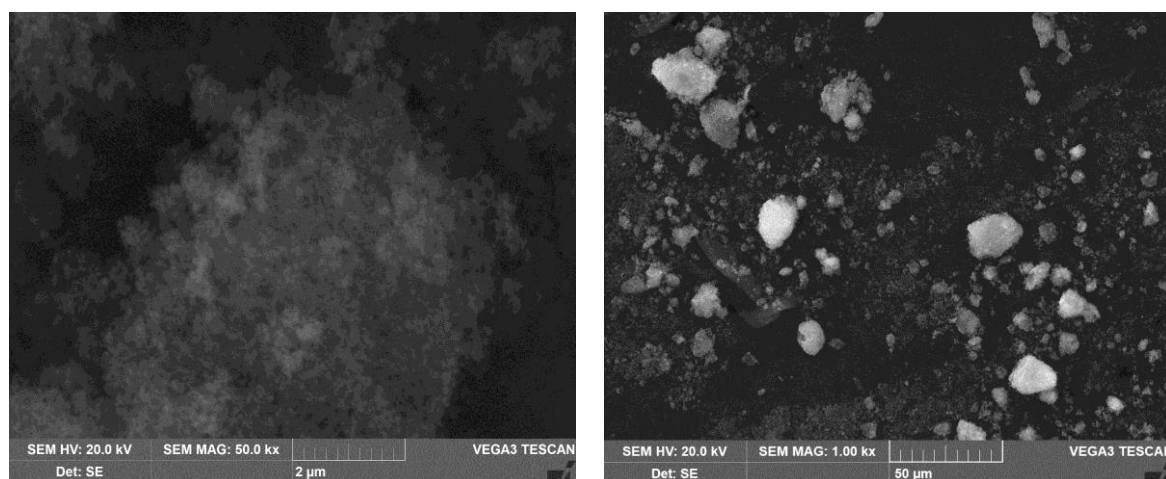


Рисунок 1 – Микрофотографии (СЭМ) наногиббсита

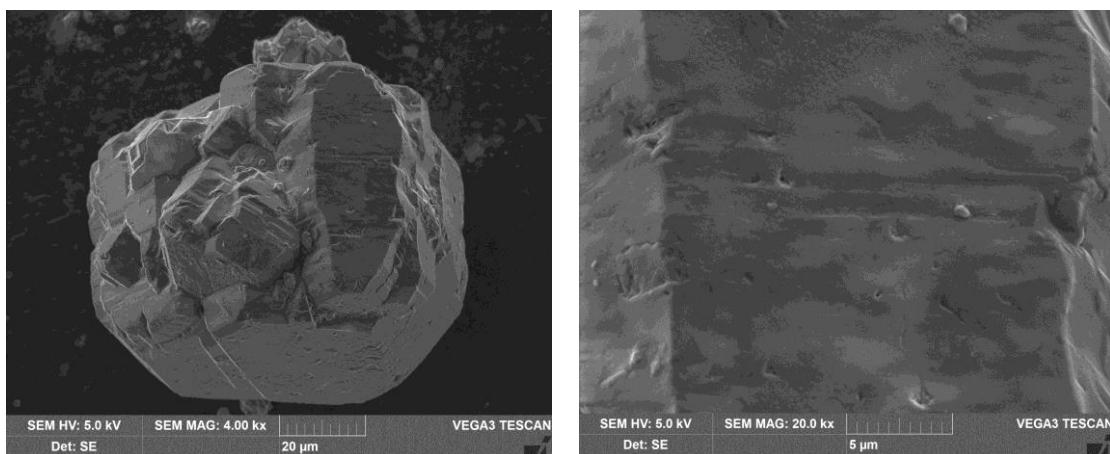


Рисунок 2 – Микрофотографии (СЭМ) затравочного гиббсита

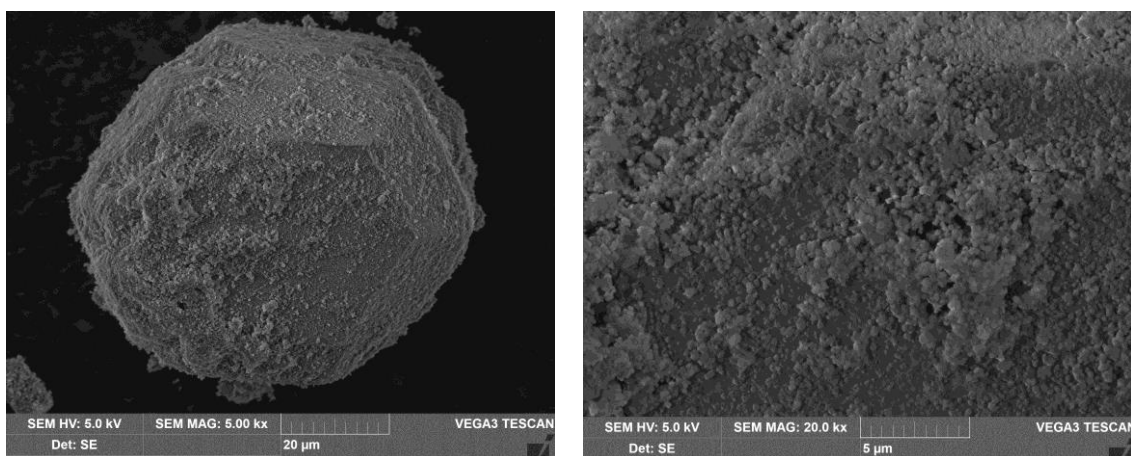


Рисунок 3 – Микрофотографии (СЭМ) затравочного гиббсита

Предыдущие исследования показали, что при более высоких температурах прокаливания гиббсита - 1100 °С основной фазой является $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ с небольшим количеством $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ [5]. Для того, чтобы избежать появления корунда прокаливание двух образцов гиббсита проводили при 900 °С с получением $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$. Рентгенограммы образцов гиббсита и оксида алюминия представлены на рисунке 4. Образец наногиббсита имеет большое аморфное гало, однако после прокаливания рентгенограммы обоих порошков оксида алюминия практически одинаковы и содержат 100 % $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$.

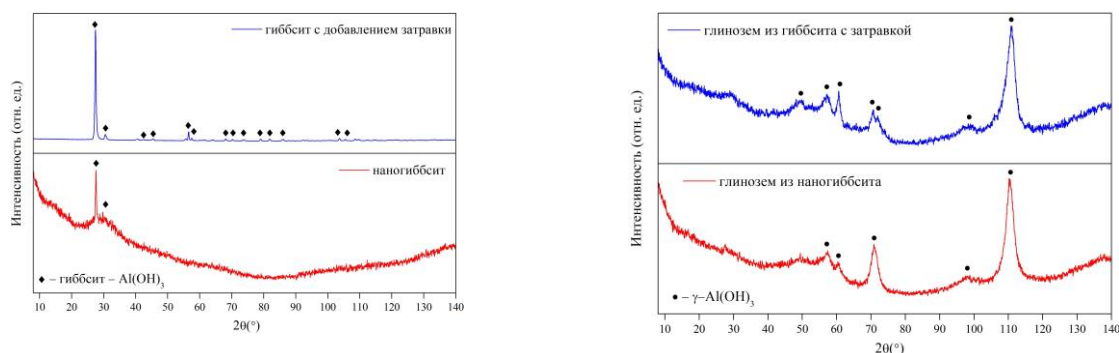


Рисунок 4 – Рентгенограммы образцов гиббсита и оксида алюминия после прокаливания

Анализ удельной поверхности образцов показал, что их величина значительно возрастает после прокаливания (таблица 2).

Таблица 2 – Значения удельной поверхности (БЭТ) ($\text{м}^2/\text{г}$) порошков гидроксида и оксида алюминия

Наногиббсит	Глинозем из наногиббсита	Затравочный гиббсит	Гиббсит с добавлением затравки	Глинозем из гиббсита с затравкой
38,50	118,44	0,55	11,62	64,94

Исходя из данных по физическим свойствам образцов глинозема (удельной поверхности, фазовому составу и форме частиц), порошок, полученный после использования затравочного гиббсита отвечает стандартам глиноземных комбинатов. Эти образцы были проанализированы на содержание основных примесей (таблица 3). Как видно из химического состава глинозема содержание Fe, Cr и P выше, чем это значение в ГОСТе, таким образом необходимы дальнейшие исследования по удалению этих примесей из раствора алюмоаммонийных квасцов.

Таблица 4 – Содержание примесей (мас. %) в гиббсите и глиноземе полученных по бисульфатному способу переработки бемит-каолининовых бокситов

	Гиббсит с добавлением затравки	Глинозем из гиббсита с затравкой	Глинозем Г-0 (ГОСТ 30558-2017)
CaO	0,081	0,252	-
Cr ₂ O ₃	0,009	0,013	0,002
Fe ₂ O ₃	0,128	0,2	0,05
K ₂ O	0,182	0,29	-
MgO	0,002	0,025	-
MnO	0,0005	0,0001	0,002
Na ₂ O	0,284	0,48	0,5
P ₂ O ₅	0,009	0,005	0,002
SiO ₂	0,026	0,052	0,07
TiO ₂	0,0008	0,001	0,007
V ₂ O ₅	0,0018	0,004	0,005
ZnO	0,0063	0,01	0,03

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ Грант Президента РФ для молодых ученых - кандидатов наук МК-5510.2021.4.

Библиографический список

1. D.V. Valeev et al. A review of the alumina production from coal fly ash, with a focus in Russia, Journal of Cleaner Production, Vol. 363 (3), (2022), 132360.
2. D.V. Valeev et al. Mechanism and kinetics of iron extraction from

high silica boehmite–kaolinite bauxite by hydrochloric acid leaching, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, Vol. 31 (10), (2021), 3128–3149.

3. R.K. Khamizov et al. Feasibility of Acid–Salt Processing of Alumina-containing Raw Materials in a Closed-Loop Process, Russian Journal of Applied Chemistry, Vol. 93 (7), (2020), 1059–1067.

4. D.H. Hu A new process of extracting alumina from high-alumina coal fly ash in $\text{NH}_4\text{HSO}_4 + \text{H}_2\text{SO}_4$ mixed solution, Hydrometallurgy, Vol 165, (2016), 336–344.

5. Y.S. Wu Synthesis of alumina with coarse particle by precipitating aluminum ammonium sulfate solution with ammonia, Advanced Powder Technology, Vol 27, (2016), 124–129.

УДК 669-117

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ CoCrFeMnNi ПРИ ИЗМЕНЕНИИ СОДЕРЖАНИЯ Fe И Mn

**Панченко И. А., Гостевская А. Н., Коновалов С. В.,
Безродная Е.А., Бессонов Д.А.**

¹ *Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия, i.r.i.ss@yandex.ru*

Аннотация. В ходе исследования были проведено прогнозирование фазового состава сплавов системы CoCrFeMnNi при помощи расчетов термодинамических параметров при изменении содержания железа и марганца. Проводилось исследование прогнозирования образования твердого раствора, было определено, образование ТПУ фаз при содержании Mn $20 \leq x < 60$ ат. % и Fe $0 \leq x < 30$ ат. %. Фаза ГЦК была спрогнозирована при содержании CoCrFe_xMnNi $0 \leq x < 100$ ат. % и CoCrFeMn_xNi $0 \leq x < 20$ ат. %.

Ключевые слова. CoCrFeMnNi, высокоэнтропийные сплавы, концентрация валентных электронов, термодинамические критерии.

PREDICTION OF THE FORMATION OF THE PHASE COMPOSITION OF HIGH-ENTROPY ALLOYS OF THE CoCrFeMnNi SYSTEM WHEN THE CONTENT OF Fe and Mn VARIES

**Panchenko I.A., Gostevskaya A.N. Konovalov S.V.,
Bezrodnaya E.A., Bessonov D.A.**

¹ *Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, i.r.i.ss@yandex.ru*

Abstract. In the course of the study, the phase composition of alloys of the CoCrFeMnNi system was predicted by calculating thermodynamic parameters

with a change in the content of iron and manganese. A study was carried out to predict the formation of a solid solution, it was determined that the formation of TPU phases with a content of Mn $20 \leq x < 60$ at. % and Fe $0 \leq x < 30$ at. %. The fcc phase was predicted at a CoCrFeMnNi content of $0 \leq x < 100$ at. % and CoCrFeMnNi $0 \leq x < 20$ at. %.

Keywords. CoCrFeMnNi, high-entropy alloys, valence electron concentration, thermodynamic criteria.

Введение

Сплавы в виде твердых растворов, состоящие из нескольких основных элементов в Сплавы в виде твердых растворов, состоящие из нескольких основных элементов в примерно эквиатомных концентрациях, стали предметом быстро растущего числа исследований. Сплав в виде твердого раствора, состоящий из пяти или более элементов в эквиатомных соотношениях, представляет интерес из-за его потенциала для упрочнения твердого раствора (высокая прочность) в сочетании с хорошей пластичностью, если фаза твердого раствора обладает простой кристаллической структурой. Поскольку высокая прочность и пластичность важны для конструкционных материалов, исследовательские усилия, как правило, ориентированы на применение и направлены на поиск новых составов сплавов с многообещающими механическими свойствами.

Исследование высокоэнтروпийных сплавов, формирующих структуру, состоящую из нескольких фаз с большой объемной долей, является актуальной темой исследований. К сплавам с однофазной структурой твердого раствора с ГЦК решеткой можно отнести высокоэнтропийный сплав CoCrFeMnNi [1]. В работе [2] исследователи выдвигали предположение, что такой сплав состоит из двух фаз, но данная теория была опровергнута так как авторы исследования [3] доказали, наличие в CoCrFeMnNi другие фазы. ВЭС системы CoCrFeMnNi интересен тем, что обладает хорошей комбинацией свойств (высокая твердость, прочностные характеристики, износостойкость и коррозионную стойкость).

Эквиатомный сплав Кантора CoCrFeMnNi демонстрирует прекрасное сочетание механических свойств, таких как предельная пластичность [4], высокая прочность на растяжение [5], твердость [6] и высокая стойкость к разрушению при криогенных температурах [7]. Среди интересных свойств является наблюдение, что сплав демонстрирует сильное увеличение предела текучести при понижении температуры [8, 9], особенно в криогенном диапазоне, что характерно для чистых объемно-центрированных кубических (ОЦК) металлов и некоторых бинарных ГЦК-сплавов, но не чистые ГЦК металлы.

Целью работы является прогнозирование фазового состава высокоэнтропийного сплава Co-Cr-Fe-Mn-Ni при изменении состава Fe и Mn при помощи феноменологических критериев в диапазоне x от 0 до 100 ат. %.

Материал и методика исследования

В качестве материалов исследования были выбраны эквиатомные высокоэнтروпийные сплавы композиции CoCrFeMnNi.

Для описания сплавов в зависимости от их состава, были использованы следующие параметры:

$$\Delta H_{\text{смеш}} = \sum \Omega_{ij} c_i c_j, \text{ где}$$

где $\Omega_{ij} = (4\Delta H_{AB}^{\text{смеш}})$ – зависящий от концентрации параметр, характеризующий взаимодействие между элементами в твердом растворе;

c_i и c_j – содержание (ат. %) соответственно i -того и j -того элемента в сплаве;

$H_{AB}^{\text{смеш}}$ – энтальпия смешения компонентов А и В в жидком бинарном сплаве.

– средняя разность атомных радиусов:

$$\delta_r = 100\% \sqrt{\sum c_i \left(1 - \frac{r_i}{\bar{r}}\right)^2},$$

где c_i – содержание (ат. %) i -того элемента в сплаве;

r_i – атомный радиус i -того элемента в сплаве;

$\bar{r} = \sum c_i r_i$ – средний атомный радиус сплава.

Идея заключалась в том, чтобы определить условия, регулирующие стабильность фаз в ВЭСх путем статистического анализа общего поведения составляющих элементов в многокомпонентных высокоэнтропийных сплавах.

В работе [10] авторы утверждают, что твердые растворы формируются, когда разница атомных размеров не велика, энтальпия смешения имеет значения близкие к нулю, а энтропия смешения имеет высокие величины.

В исследование, представленное в работе [10] показано, что для предсказания формирования структуры ВЭС авторы использовали дополнительный термодинамический параметр:

$$\Omega = \frac{T_{\text{пл}} \Delta S_{\text{смеш}}}{|\Delta H_{\text{смеш}}|},$$

где $T_{\text{пл}} = \sum c_i T_{\text{пл}}$ и $T_{\text{пл}}$ – температура плавления элементов;

c_i – молярная доля i -го компонента сплава;

$\Delta S_{\text{смеш}}$ – конфигурационная энтропия смешения n -компонентного идеального раствора.

Стоит также отметить, что энтальпия смешения, которая использовалась для прогнозирования структур ВЭСов, зависит от электронной концентрации. Соотношение между общим количеством электронов (концентрация валентных электронов (КВЭ) и типом решетки в сплаве CoCrFeNiAlCu: ОЦК структура наблюдается при низких значениях КВЭ, в то время как ГЦК решетка образуется при более высоких величинах КВЭ.

Концентрация валентных электронов определяется как:

$$\sum c_i(\text{КВЭ})_i$$

где c_i – молярная доля i -го компонента и $(\text{КВЭ})_i$ – концентрация валентных электронов i -го компонента.

Результаты и их обсуждение

При прогнозировании фазового состава были определены зависимости энтальпии смешивания, параметра Ω и разности в атомных радиусах δ_r от изменения содержания железа и марганца в высокоэнтропийных сплавах системы CoCrFeMnNi при изменении содержания железа и марганца.

Исходя из полученных данных было установлено, что твердый раствор высокоэнтропийных сплавов системы CoCrFeMnNi образуется при содержании Fe $0 \leq x < 100$ ат. % и при Mn $0 \leq x < 100$ ат. %.

Было определено, что образование ГЦК фазы происходит при изменении содержания железа в сплаве от $40 \leq x < 100$ ат. %. При изменении в системе CoCrFeMnNi образование ГЦК фазы замечено при изменении содержания Mn $0 \leq x < 10$ ат. %. Так, в сплаве CoCrFeMn $_x$ Ni на диапазоне $30 \leq x < 100$ ат. % значений x прогнозируется образование смеси ОЦК и ГЦК фаз. А в сплаве CoCrFe $_x$ MnNi прогнозируется образование ТПУ фазы при $0 \leq x < 30$ ат. % значений x .

Следует отметить, что наличие Fe в сплаве не способствует изменению в концентрации валентных электронов формированию и образованию ОЦК фазы. Сведения, которые были получены при влиянии железа и марганца в высокоэнтропийном сплаве системы CoCrZrMnNi представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Прогнозирование результатов фазового состава сплава CoCrFeMnNi

	Твердый раствор	ОЦК	ГЦК	ОЦК+ГЦК	ТПУ	σ -фаза в сплавах
CoCrFe $_x$ MnNi	$0 \leq x < 100$ ат. %.	–	$0 \leq x < 100$ ат. %.	–	$0 \leq x < 30$ ат. %.	–
CoCrFeMn $_x$ Ni	$0 \leq x < 100$ ат. %.	–	$0 \leq x < 20$ ат. %.	$30 \leq x < 100$ ат. %.	$20 \leq x < 60$ ат. %.	$30 \leq x < 100$ ат. %.

Выводы

Было проведено исследование влияния Fe и Mn на фазовый состав высокоэнтропийного сплава Co-Cr-Fe-Mn-Ni. Было выявлено изменение содержания железа в сплаве CoCrFeMnNi не оказывает влияния на изменение концентрации валентных электронов и установлено, что твердый раствор сплава образуется в случае содержания Fe и Mn $0 \leq x < 100$ ат. %.

Работа выполнена в рамках государственного задания № 0809-2021-0013.

Библиографический список

1. Yeh J., Chen S., Lin S.- J., Gan J.- Y., Chin T., Shun T., Tsau C., Chang S.- Y. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes // *Adv. Eng. Mater.* 2004. Vol. 6, № 5. Pp. 299–303.
2. Wang Y.P., Li B. Sh., Heng Zh. F. Solid Solution or Intermetallics in a HighEntropy Alloy // *Advanced Engineering Materials*. 2009. Vol. 11. № 8, Pp. 641-644.
3. Otto F., Dlouhy A., Somsen Ch., Bei H., Eggeler G., George E.P. The influence of temperature and microstructure on the tensile properties of a CoCrFeMnNi high-entropy alloy // *Acta Materialia*, 2013, 61. Pp. 5743-5755.
4. Schuh B., Mendez M.F., Bernhard V. Mechanical properties, microstructure and thermal stability of a nanocrystalline CoCrFeMnNi high-entropy alloy after severe plastic deformation // *Acta Mater. Acta Materialia Inc.*, 2015. Vol. 96. Pp. 258-268.
5. Salishchev G.A., Tikhonovsky M.A., Shaysultanov D.G., Stepanov N.D., Kuznetsov A.V., Kolodiy I.V., Tortika A.S., Senkov O.N. Thermodynamic Modelling of the Stability of Sigma Phase in the Cr-Fe-Ni-V High-Entropy Alloy System // *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. 2018. № 11. Pp. 694–701.
6. Gali A., Gali A., George E., George E. Tensile properties of high- and medium-entropy alloys // *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. 2013. 39. P. 74.
7. B. Gludovatz A., Hohenwarter D., Catoor E.H., Chang E.P., George R.O., A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications // *Science*. 2014. Vol. 345, Iss. 6201. Pp. 1153-1158.
8. A. Gali, E.P. George, Tensile properties of high- and medium-entropy alloys. // *Intermetallics*. 2013. 39. Pp. 74 – 78.
9. Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys // *Materials Science and Engineering A*, 2004. Pp. 213–218.
10. Guo S., Ng C., Lu J., Liu C. T. Effect of valence electron concentration on stability of FCC or bcc phase in high entropy alloys // *Journal of Applied Physics*. 2011. P. 109.

МЕТОДИКА ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Рыбенко И.А., Конголи Ф.²

¹ *Сибирский государственный индустриальный университет,*

¹ *Новокузнецк, Россия, rybenkoi@mail.ru*

² *CUO, FLOGEN Technologies Inc. Монреаль, Канада,*

www.flogen.com, www.flogen.org, fkongoli@flogen.org

Аннотация. Рассмотрена возможность применения методов термодинамического моделирования для оценки предельного равновесного состояния сложной многокомпонентной гетерогенной металлургической системы. Рассмотрен принцип максимума энтропии, разработана методика термодинамического моделирования и предложены показатели для оценки окислительно-восстановительного потенциала системы.

Ключевые слова: металлургический процесс, принцип максимума энтропии, термодинамическая система, методика термодинамического моделирования, показатели оценки состояния системы

THERMODYNAMIC MODELING METHODOLOGY FOR THE STUDY OF METALLURGICAL PROCESSES

Rybenko I.A., Kongoli F.

Siberian State Industrial University,

Novokuznetsk, Russia, rybenkoi@mail.ru

² *CEO, FLOGEN Technologies Inc. Montreal, Canada,*

www.flogen.com; www.flogen.org; fkongoli@flogen.org

Abstract. The possibility of applying thermodynamic modeling methods to estimate the limiting equilibrium state of a complex multicomponent heterogeneous metallurgical system is considered. The principle of maximum entropy is considered, a thermodynamic modeling technique is developed and indicators for assessing the redox potential of the system are proposed.

Keywords: metallurgical process, the principle of maximum entropy, thermodynamic system, thermodynamic modeling technique, indicators for assessing the state of the system.

Металлургические процессы являются многомерными, нелинейными, нестационарными объектами с большим количеством взаимосвязанных и взаимодействующих между собой элементов и сопровождаются сложным комплексом физико-химических превращений, протекающих в условиях твердых, жидких и газообразных сред при высокой температуре [1]. Определение области

допустимых значений термодинамических функций и параметров сложных многокомпонентных металлургических систем, в которых изменения состояния сопровождаются фазовыми, полиморфными и химическими превращениями, является сложной задачей по сравнению с постановками классической термодинамики для элементарных систем или отдельных реакций.

Решить такую задачу можно только на основе полного термодинамического анализа, *позволяющего* определять равновесный состав системы по свойствам составляющих ее компонентов при заданных термодинамических параметрах. Для этого предлагается использовать метод термодинамического моделирования, основанного на поиске экстремума термодинамического потенциала, а именно максимума энтропии [2]. Этот метод предоставляет уникальную возможность обобщенного описания любого высокотемпературного состояния с помощью одних только фундаментальных законов термодинамики, независимо от условий и способов достижения равновесия, и требует минимальной информации о самой системе и об ее окружении.

Термодинамическая система рассматривается как совокупность отдельных подсистем – фаз и индивидуальных конденсированных веществ. В результате для сложной системы – рабочего тела формулируется задача нахождения для заданных термодинамических условий равновесного состава компонентов, при которых термодинамический критерий, а именно энтропия системы, представленная функцией параметров состояния, принимает экстремальное значение. Такая формулировка приводит к сложной оптимизационной задаче, для решения которой используются соответствующие методы и программные средства. Метод максимума энтропии позволяет оценить состав системы в условиях равновесия независимо от способов достижения равновесия и выяснить принципиальную возможность получения тех или иных веществ, выделение которых является основным при решении задачи оценки предельного конечного состояния.

Сущность метода заключается в определении максимального значения энтропии системы как функции состава и температуры при условии соблюдения закона сохранения массы $M_j = \text{const}$ и полной внутренней энергии $U_{\Pi} = \text{const}$.

Термодинамическая система разбивается на более простые составляющие (подсистемы), и суммарная энтропия определяется как сумма энтропий всех подсистем: газовой фазы, конденсированных растворов и компонентов, находящихся в конденсированном состоянии и образующих самостоятельные фазы [1].

$$S = S_g + \sum_{p=1}^P S_p + \sum_{j=1}^{N_{me}} S_j, \quad (1)$$

где S – полная энтропия системы, Дж/К;

S_g, S_p, S_j – энтропии газовой фазы, p -го конденсированного раствора и j -го конденсированного вещества, образующего самостоятельную фазу, Дж/К;

N_{me} – количество индивидуальных конденсированных веществ;

P – количество конденсированных растворов.

Энтропия газовой фазы рассчитывается следующим образом [1]:

$$S_g = \sum_{i=1}^{N_g} (S_i^0(T) - R_0 \ln \frac{R_0 T}{V} n_i) n_i, \quad (2)$$

где $S_i^0(T)$ – энтропия i -го компонента газа, Дж/(моль·К);

n_i – число молей i -го компонента газа;

R_0 – универсальная газовая постоянная, Дж/(моль·К);

T – температура, К;

V – объем, м³;

N_g – количество компонентов газовой фазы.

Вклад конденсированных растворов в энтропию системы представлен в виде суммы вкладов отдельных составляющих [1]. Растворы рассматриваются как идеальные:

$$S_p = \sum_{r=1}^{N_p} (S_r^0(T) - R_0 \ln x_r) n_r, \quad (3)$$

где N_p – число компонентов раствора;

x_r – мольная доля r -го компонента раствора;

n_r – число молей r -го компонента раствора;

$S_r^0(T)$ – энтропия чистого r -го компонента раствора, Дж/(моль·К).

Для расчета энтропии индивидуальных веществ, представляющих собой самостоятельные фазы, используют соотношение [1]:

$$S_j = S_j^0(T) n_j, \quad (4)$$

где n_j – число молей j -го вещества;

$S_j^0(T)$ – энтропия j -го вещества, Дж/(моль·К).

Для термодинамической системы, содержащей P растворов, газовую фазу и N_{mg} конденсированных веществ, энтропия представлена функцией состава и рассчитывается с учетом вкладов всех компонентов системы:

$$S = \sum_{i=1}^{N_g} (S_i^0(T) - R_0 \ln \frac{R_0 T}{V} n_i) n_i + \sum_{p=1}^P \sum_{r=1}^{N_p} (S_{rp}^0(T) - R_0 \ln x_{rp}) n_{rp} + \sum_{j=1}^{N_{mg}} S_j^0(T) n_j. \quad (5)$$

Таким образом, целевая функция представляет собой зависимость энтропии сложной системы от химического состава и температуры. Методом нелинейного программирования – множителей Лагранжа определяется абсолютный экстремум целевой функции при следующих ограничениях.

1. Постоянство полной внутренней энергии системы:

$$U = \sum_{i=1}^{N_g} U_i(T) n_i + \sum_{j=1}^{N_{mg}} U_j(T) n_j + \sum_{p=1}^P \sum_{r=1}^{N_p} U_{rp}(T) n_{rp} = const, \quad (6)$$

где U_i, U_j, U_{rp} – внутренняя энергия газообразного, твердого или растворенного компонента системы соответственно.

2. Соблюдение условий материального баланса:

$$-b^E + \sum_{i=1}^{N_g} \nu_i^E n_i^E + \sum_{j=1}^{N_{mg}} \nu_j^E n_j^E + \sum_{p=1}^P \sum_{r=1}^{N_p} \nu_{rp}^E n_{rp}^E = 0, \quad (7)$$

где b^E – мольное содержание элемента E в системе;

$\nu_i^E, \nu_j^E, \nu_{rp}^E$ – стехиометрические коэффициенты соединений элемента E в соответствующих фазах.

3. Соблюдение условия электронейтральности:

$$\sum_{i=1}^{N_g} \nu_{ei} n_i = 0, \quad (8)$$

где ν_{ei} – кратность ионизации i -го компонента газа.

4. Уравнение состояния для идеального газа:

$$pV - R_0 T \sum_{i=1}^{N_g} n_i = 0. \quad (9)$$

5. Соблюдение нормирующих соотношений, ограничивающих состав фаз, образующих растворы.

Для решения задач по определению оптимальных параметров сложной многокомпонентной металлургической системы разработана методика термодинамического моделирования, включающая следующие этапы [3]:

- выделение областей протекания окислительных и восстановительных процессов;

- определение оптимальных условий осуществления моделируемого процесса: диапазона температур, расходных показателей, составов газовой фазы;

- нахождение параметров входного потока, обеспечивающих достижение необходимых условий реализации процесса;

- оптимизация параметров входного потока и системы при обеспечении заданных условий осуществления процесса.

- Для характеристики свойств термодинамической системы разработан комплекс показателей, отражающих окислительно-восстановительный потенциал не только расплава, но и объемлющей системы, в том числе газовой фазы рабочего пространства агрегата:

- окислительный потенциал газовой фазы α , определяемый как отношение количества газообразного кислорода к количеству углерода в веществах газовой фазы: $\alpha = m/k$;

- окислительный потенциал системы α^* – отношение количества газообразного кислорода к общему количеству углерода в системе: $\alpha^* = m/(n + k)$;

- восстановительный потенциал газовой фазы Z , как отношение сум-

мы концентраций CO и H_2 к суммарному содержанию $\{CO\}$, $\{H_2\}$, $\{CO_2\}$, $\{H_2O\}$ в газовой фазе:

$$Z = \frac{\{CO\} + \{H_2\}}{\{CO\} + \{H_2\} + \{CO_2\} + \{H_2O\}} \cdot 100\%;$$

– показатель γ , характеризующий окислительный потенциал системы и учитывающий количество кислорода в оксидах: $\gamma = (m + p)/(n + k)$,

где m – количество газообразного кислорода, моль;

k – количество углерода в веществах газовой фазы, моль;

n – количество конденсированного углерода, моль;

p – количество кислорода в оксидах, моль.

В качестве инструмента при выполнении вычислительных экспериментов на этапе термодинамического моделирования выбран программный комплекс «Терра», созданный в Московском государственном техническом университете им. Н.Э. Баумана [2].

Термодинамическое моделирование реализовано для модельных систем с использованием метода векторной оптимизации – исследования пространства параметров объекта, заключающегося в нахождении допустимой реализуемой области в результате многовариантных расчетов равновесных составов конечного состояния системы, анализе результатов и выборе оптимального варианта. Оптимизация параметров реализуется в модельных системах, сформированных в числах молей составляющих ее компонентов, с использованием метода исследования пространства параметров объекта, который получил широкое применение в задачах векторной оптимизации с несколькими критериями и системой ограничений. Сущность метода заключается в исследовании в интерактивном режиме пространства параметров объекта и нахождении допустимой реализуемой области в результате многовариантных расчетов равновесных составов конечного состояния системы, анализе результатов и выборе оптимального варианта.

Методика термодинамического моделирования применялась для расчетов, исследования и оптимизации процессов восстановления железа, марганца, титана, никеля и ванадия из оксидных систем [3 – 10]. Полученные результаты использовались при разработке оптимальных технологических режимов нового непрерывного металлургического процесса прямого получения металлов и технологий легирования стали с использованием оксидных материалов.

Библиографический список

1. Белов, Г. В. Термодинамическое моделирование химически реагирующих систем [электронный ресурс] / Г. В. Белов, Б. Г. Трусков. – М. : Изд. МГТУ имени Н. Э. Баумана, 2013. – 96 с.

2. Трусков, Б. Г. Программная система ТЕРРА для моделирования фазовых и химических равновесий при высоких температурах [текст] / Б. Г. Тру-

сов // III межд. симпозиум «Горение и плазмохимия». 24 – 26 августа 2005. Алматы, Казахстан. – Алматы : Казак университеті, 2005. – С. 52 – 57.

3. Рыбенко, И. А. Термодинамическое моделирование процессов в элементарных системах : монография / И. А. Рыбенко ; Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк : Изд. центр СибГИУ, 2016. – 97 с.

4. Rybenko I. A. Thermodynamic modeling of iron recovery processes / I/ A/ Rybenko, E. V. Protopopov // Steel in Translation. – 2021. - Т. 51. - № 11. С. 772 – 777.

5. Redaction of vanadium in elementary systems / I. A. Rybenko, M. A. Golodova, V. I. Dmitrienko, I. D. Rozhikhina // Steel in Translation. – 2010. - Vol. 40, Issue 4. – PP. 310 – 313.

6. A study on reduction processes of elements in the system V_2O_5 -Si / M. A. Golodova, I. D. Rozhikhina, O. I. Nakhrina, I. A. Rybenko // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 150 (2016) 012006 doi:10.1088/1757-899X/150/1/012006.

7. Thermodynamic modeling of restoring items converter vanadium slag / M. A. Golodova, I. D. Rozhikhina, O. I. Nakhrina, I. A. Rybenko // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 150 (2016) 012016 doi:10.1088/1757-899X/150/1/012016.

8. Рыбенко, И. А. Термодинамическое моделирование условий и режимов восстановления железа в системе Fe-C-O-H / И. А. Рыбенко // Международный научный журнал "Символ науки". – 2015. -№ 3. – С. 60 – 64.

9. Термодинамическое моделирование процесса восстановления элементов из конвертерного ванадиевого шлака / М. А. Голодова, И. Д. Рожихина, О. И. Нохрина, И. А. Рыбенко // Моделирование и наукоемкие информационные технологии в технических и социально-экономических системах: тр. IV всерос. науч.-практ. конф. с международным участием : в 2 ч. Ч. I. ; под общ. ред. В. П. Цымбала, Т. В. Киселевой. – Новокузнецк, 2016. – С. 112 – 117.

10. Использование методов термодинамического моделирования для описания процессов восстановления элементов из чистых оксидных систем / М. А. Голодова, И. Д. Рожихина, О. И. Нохрина, И. А. Рыбенко // Моделирование и наукоемкие информационные технологии в технических и социально-экономических системах: тр. IV всерос. науч.-практ. конф. с международным участием : в 2 ч. Ч. I. ; под общ. ред. В. П. Цымбала, Т. В. Киселевой. – Новокузнецк, 2016. – С. 117 – 123.

СЕКЦИЯ 2: ИССЛЕДОВАНИЯ, ТЕОРИЯ И ТЕХНОЛОГИЯ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

УДК621.771.23/.24:669.1

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАХВАТА ПОЛОСЫ ПРИ АСИММЕТРИЧНОЙ ЛИСТОВОЙ ПРОКАТКЕ

Кожевников А.В., Смирнов А.С., Платонов Ю.В., Кожевникова И.А.,

*Череповецкий государственный университет,
г. Череповец, Россия, avkozhevnikov@chsu.ru*

Аннотация. Представлены результаты исследований с помощью имитационного моделирования устойчивого захвата полосы на различном сортаменте с целью исключения пробуксовок при асимметричной прокатке в валках с разным диаметром и одинаковыми окружными скоростями при постоянной скорости прокатки. Даны рекомендации по величине шероховатости рабочих валков.

Ключевые слова: листовая прокатка, асимметричная прокатка, возникновение пробуксовок, шероховатость валков.

STRIP CAPTURE STUDY IN ASYMMETRIC SHEET ROLLING

Kozhevnikov A.V., Smirnov A.S., Platonov Y.V., Kozhevnikova I.A.

*Cherepovets state University,
Cherepovets, Russia, avkozhevnikov@chsu.ru*

Abstract. The results of studies using simulation modeling of a stable capture of a strip on a different assortment are presented in order to eliminate slippage during asymmetric rolling in rolls with different diameters and the same circumferential speeds at a constant rolling speed. Recommendations on the value of the roughness of the work rolls are given.

Keywords: sheet rolling, asymmetric rolling, slippage, roll roughness.

В рамках оптимизации производственных издержек в современных условиях актуальным является вопрос использования в клетях листовых прокатных станов пар рабочих валков с различным диаметром, окружные скорости при этом за счет корректировки работы автоматизированных приводов обеспечиваются одинаковыми. Такой формат прокатки называется асимметричным и требует дополнительных исследований устойчивости процесса прокатки, структуры очага деформации при асимметричной прокатке и качественных характеристик прокатной продукции [1-2].

Согласно теории прокатки уменьшение радиуса рабочего вала ведет к уменьшению очага деформации [2-3]. При асимметричной прокатке меняются структурные и конструктивные параметры очага деформации (например, отклонение положения нейтрального сечения по ходу прокатки) повышающие риск нестабильного захвата полосы при постоянной скорости прокатки, приводящий к возникновению пробуксовок валков относительно полосы и негативных динамических вибрационных эффектов (*chatter*) [4-5].

Для повышения уровня соответствия теоретических исследований реальным технологическим процессам были использованы следующие подходы:

- моделирование процесса прокатки осуществлялось в реальном режиме времени, с использованием изменения в процессе прокатки реальных параметров [6];

- в модели исследуемого сортамента использованы фактические колебания скорости, натяжений и изменений толщины прокатываемой полосы;

- исследован сортament высокопрочных марок стали с низким содержанием углерода в диапазоне толщин 0,3-2,0 мм с максимальной для данного сортамента шириной;

- коэффициент трения рассчитывался по модифицированной для 5-клетового стана «1700» формуле А.П.Грудева [7];

- при моделировании ступенчато уменьшали диаметр верхнего рабочего вала от 600 до 500 мм, диаметр нижнего рабочего вала оставляли без изменений;

- производственную необходимость перевалки рабочих валков моделировали за счет снижения шероховатости поверхности бочки в процессе прокатки с 0,63 мкм до 0,13 мкм.

- момент отсутствия пробуксовки проверялся следующим критерием [8-9]: при постоянной скорости прокатки коэффициент трения должен быть всегда больше тангенса половины угла захвата $\mu > \operatorname{tg} \frac{\alpha}{2}$ или разность этих па-

раметров должна быть больше нуля $\mu - \operatorname{tg} \frac{\alpha}{2} > 0$. В работе [9] говорится о том, что данное выражение получено с рядом допущений.

В качестве гипотезы сформулировано утверждение, что величина разности диаметров рабочих валков, с учетом условий трения в очаге деформации, влияет на нарушение устойчивости процесса прокатки и возникновение пробуксовок.

Ниже представлены результаты моделирования на различном сортаменте влияния асимметричности (разности диаметров рабочих валков), с учетом снижения шероховатости полосы в процессе межперевалочной компании, на возникновение пробуксовок и нарушение захвата полосы валками при постоянной скорости прокатки. В качестве объекта исследований был взят 5-клетовой непрерывный стан холодной прокатки «1700».

Учет материала поверхности валков осуществлялся за счет величины коэффициента трения. Промышленная апробация осуществлялась с помо-

щью косвенного подхода расчета параметров прокатки на фактических параметрах технологии в условиях реального времени.

Рассмотрим режим прокатки 1.9/0.30 – 1250 мм. На рисунке 1 показаны зависимости $\mu - \operatorname{tg} \frac{\alpha}{2}$ по оси ординат (если данное значение ниже или равно нулю, то соответственно нарушается условие захвата полосы рабочими валками) от величины шероховатости рабочих валков Ra . Видно, что при шероховатости рабочих валков менее 0,2 мкм клетки №№1-3 склонны к возникновению пробуксовок.

Рисунок 2 подтверждает склонность к риску пробуксовок первых клеток стана при низкой шероховатости бочки рабочего валка, риск пробуксовок увеличивается с уменьшением диаметра верхнего валка. При этом в диапазоне диаметра 590-600 мм, то есть на разнице диаметров валков до 10 мм ситуация с коэффициентом трения достаточно стабильна. Характерный «излом» кривых в область риска пробуксовок наблюдается на диаметре рабочего валка менее 570 мм.

Риски возникновения нестабильной прокатки пробуксовок при асимметричной прокатке на сортаменте в диапазоне толщин 0,3-0,5 мм характерны:

- для клеток №№ 2-4;
- при шероховатости поверхности бочки $Ra < 0.2$ мкм;
- уменьшение диаметра верхнего рабочего валка до 590 мм не повышает риск возникновения пробуксовок, при диаметре рабочего валка менее 570 мм прокатка не возможна.

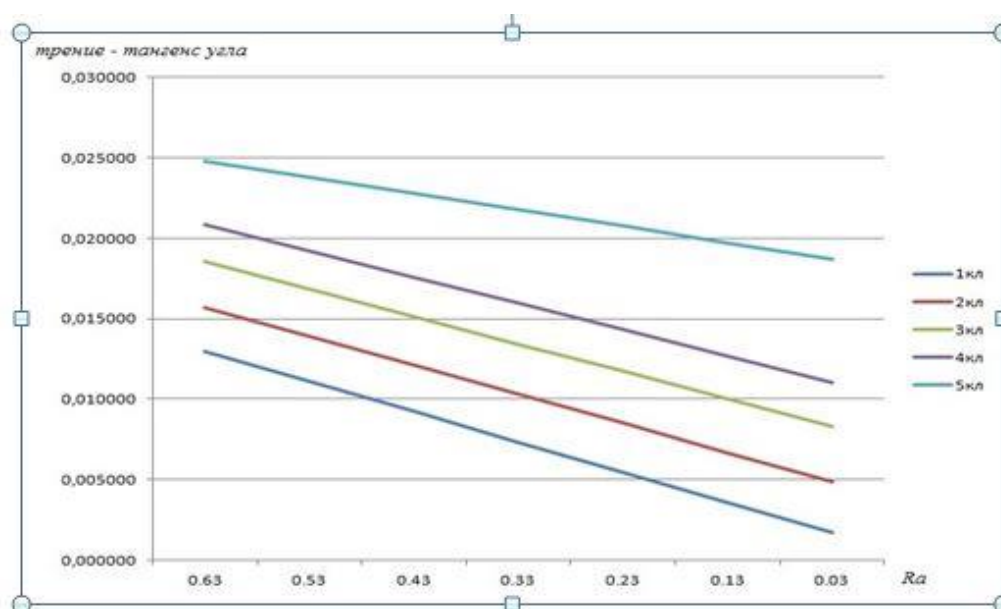


Рисунок 1 – Графики зависимость разности коэффициента трения и тангенса половины угла захвата, от шероховатости рабочих валков

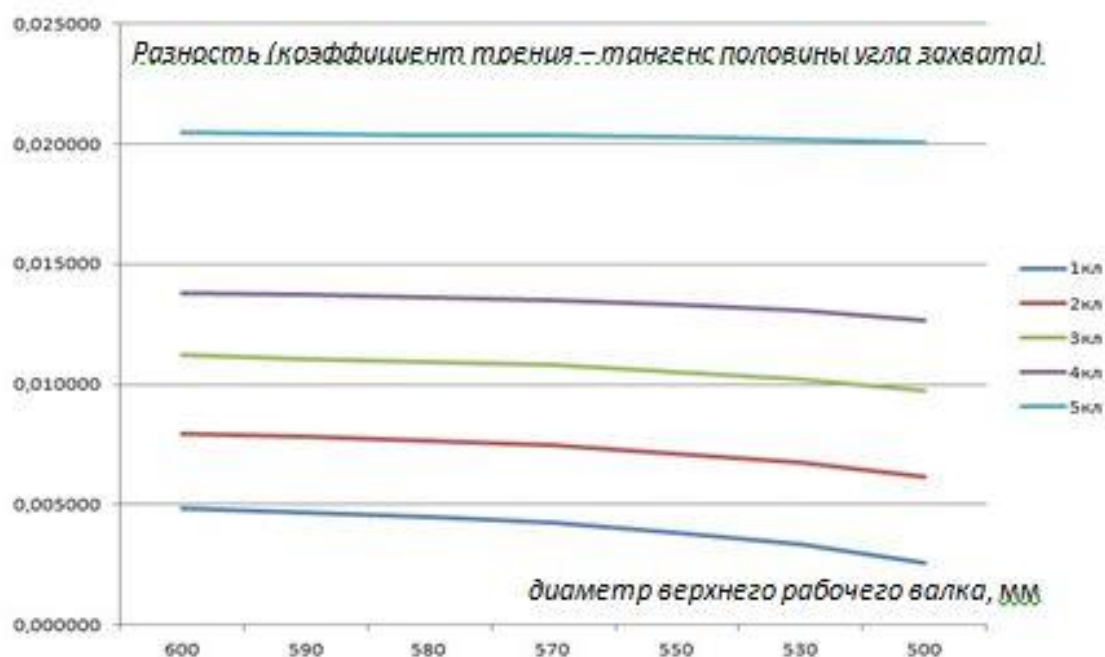


Рисунок 2 – Зависимость разности коэффициента трения и тангенса угла захвата от диаметра рабочего валка, при $Ra=0.2$ мкм (сортамент 1.9/0.32 – 1254 мм)

Режим прокатки 3,4 /1,0 – 1250 мм. При величине $Ra=0.2$ мкм снижение диаметра рабочего валка с 600 до 590 мм повышает риск нестабильного захвата в клетях №№1-4 (рисунок 3). Для клетей №№1, 2 необходимо оптимально подходить к величине разности диаметров.

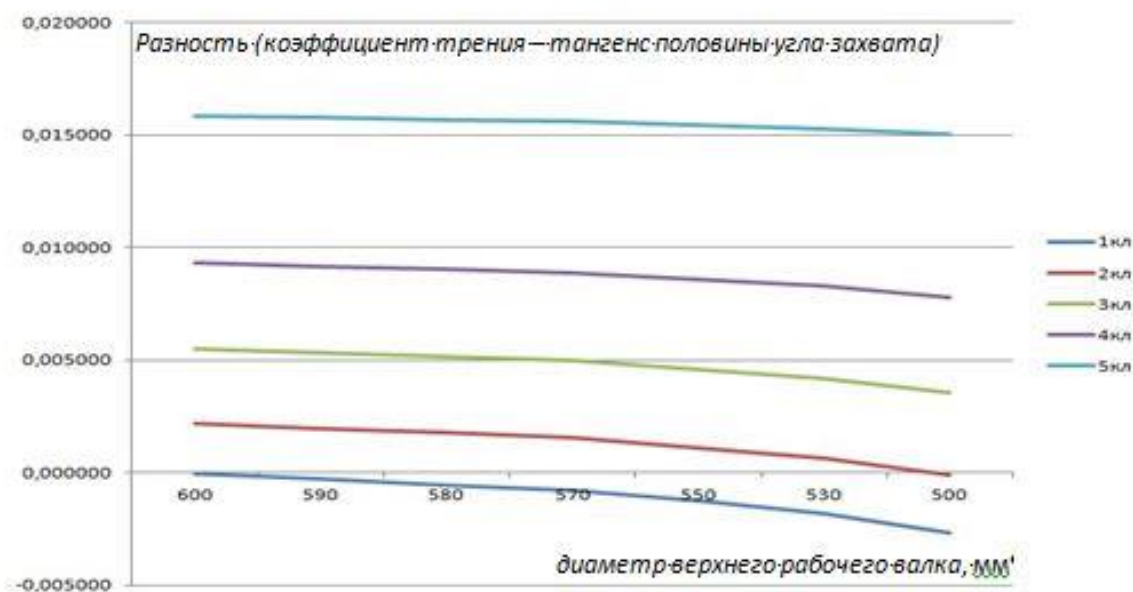


Рисунок 3 – Зависимость условий трения в очаге деформации, при $Ra=0.2$ мкм от снижения диаметра рабочего валка (сортамент 3,4 /1,0 – 1250 мм)

Режим прокатки 4,90/2,0-1250 мм. При величине шероховатости рабочих валков $Ra=0.2$ мкм снижение диаметра рабочего валка с 600 до 590 мм также повышает риск нестабильного захвата в клетях №№1-4 (рис. 4).

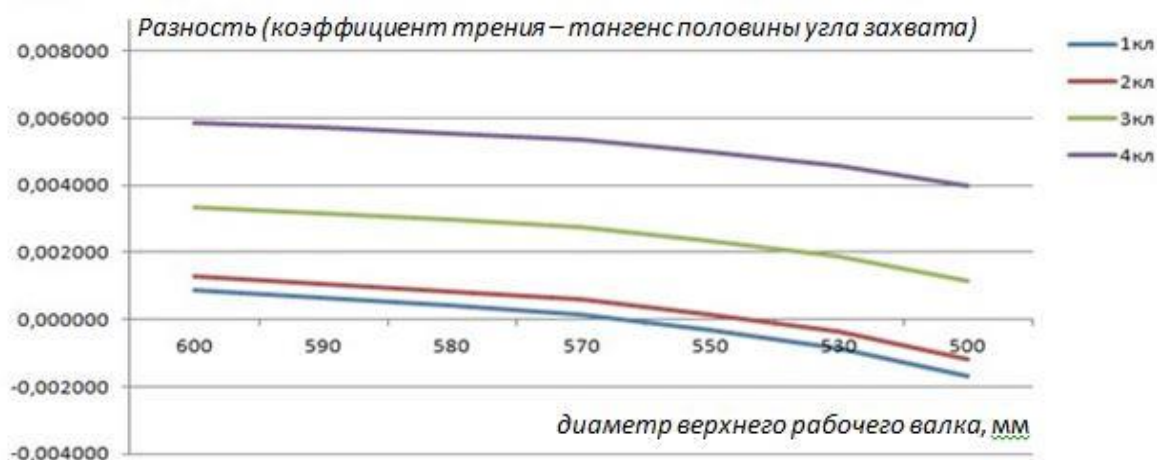


Рисунок 4 – Зависимость условий трения в очаге деформации, при $Ra=0.2$ мкм от снижения диаметра рабочего валка (сортамент 4,90/2,0-1250 мм)

Выводы по результатам исследований:

1. Риски возникновения нестабильной прокатки пробуксовок при асимметричной прокатке на сортаменте в диапазоне толщин 0,3-0,5 мм характерны:

- для клетей №№ 2-4;
- при шероховатости поверхности бочки $Ra < 0.2$ мкм;
- уменьшение диаметра верхнего рабочего валка до 590 мм не повышает риск возникновения пробуксовок, при диаметре рабочего валка менее 570 мм существуют риски невозможности прокатки.

2. Для сортамента толщиной более 2,0 мм в условиях асимметричной прокатки характерны следующие особенности:

- уже при снижении шероховатости до $Ra=0.5$ мкм (85% от исходного значения после подготовки валков к прокатке) возникает риск появления пробуксовок;
- при асимметричной прокатке следует избегать выполнения производственных заданий при шероховатости поверхности бочки $Ra < 0.2$ мкм (требуется сокращать межперевалочные кампании);

3. Необходимо оптимально подходить к асимметричности (величине разности диаметров бочек), оценивая клетки на возможность возникновения пробуксовок;

4. Для исключения и минимизации возникновения пробуксовок при асимметричной прокатке актуален вопрос проектирования специализированной технологии.

Библиографический список

1. Toshiharu Morimoto, Fuyuki Yoshida, Ichiro Chikushi and Jun Yanag-

imoto Asymmetric Rolling Theory Based on Numerical Analysis Using Orowan's Theory // Tetsu-to-Hagane Vol.92(2006) No.10. p.p. 601-608.

2. Целиков А.И., Никитин Г.С., Рокотян С.Е. Теория продольной прокатки. – М.: Металлургия, 1980. – 320 с.

3. Гарбер Э. А. Теория прокатки: Учебник / Гарбер Э. А., Кожевникова И. А. – Старый Оскол: ТНТ, 2020. – 312 с.

4. Кожевникова И.А., Сорокин Г.А., Кожевников А.В. Моделирование и исследование параметров очага деформации при холодной прокатке в условиях нестационарного динамического нагружения // Производство проката. – №12. – 2016. – С. 13-16.

5. Кожевников А.В., Смирнов А.С., Кожевникова И.А., Антонов П.В., Жиленко С.В., Аралов А.И. Исследование автоколебаний и разработка метода стабилизации процесса на непрерывном стане холодной прокатки полос // Металлург. – №8. – 2020. – С. 36-42.

6. A. Kozhevnikov, I. Kozhevnikova N. Bolobanova Dynamic model of cold strip rolling // Metalurgija (Metallurgy) 57 (2018) 1-2, p.p. 99-102.

7. Гарбер Э.А., Гончарский А.А., Петров С.В., Кузнецов В.В. Определение коэффициента трения при холодной прокатке с эмульсиями // Производство проката. – 2000. – № 12. – С. 2–3.

8. Грудев А.П. Внешнее трение при прокатке. – Москва «Металлургия» 1973. 287с.

9. Продольная устойчивость полосы в валках с анализом контактных условий: монография / О. П. Максименко, Д. И. Лобойко, М. К. Измайлова. – Днепродзержинск: ДГТУ, 2016. – 213 с.

УДК 621.793.18/.74:669.018.25

ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ТВЕРДОГО СПЛАВА ВК10КС ПОСЛЕ ДВУХКОМПОНЕНТНОГО ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ

Осколкова Т.Н., Фастыковский А.Р.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, oskolkova@kuz.ru*

***Аннотация.** В статье представлены результаты поверхностного упрочнения твердого сплава ВК10КС способом электровзрывного легирования титаном совместно с порошком искусственных алмазов. Экспериментально выявлено, что легирование поверхности твердого сплава ВК10КС продуктами электровзрыва не привело к образованию упрочнённого слоя алмазного типа. В процессе обработки алмазный порошок трансформировалась в графит. Несмотря на то, что алмазный слой не образовался, произошло поверхностное упрочнение твёрдого сплава ВК10КС после двухкомпонентного электровзрывного легирования. Толщина упрочнённого поверх-*

ностного слоя составляет 20 мкм с нанотвёрдостью 25000 МПа, что в 2,5 раза выше по сравнению с исходным состоянием. Повышение твёрдости связано с измельчением фаз в поверхностном слое и формированием карбидов типа TiC, W₂C.

Ключевые слова: твердый сплав, электровзрывное легирование, нанотвердость, износостойкость, титан, алмазный порошок.

SUPERFICIAL HARDENING OF SOLID ALLOY VK10 KS AFTER TWO -COMPONENT ELECTROEXPLOSIVE ALLOYING

Oskolkova T.N., Fastyskovsky A.R.

**Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia,oskolkova@kuz.ru**

Abstract. The article presents the results of the surface hardening of the solid alloy VK10KS by the method of electroexplosive alloying with titanium together with the powder of artificial diamonds. It was experimentally revealed that the alloying of the surface of the solid alloy VK10KS did not lead to the formation of a hardened diamond type layer. In the process of processing, diamond powder was transformed into graphite. Despite the fact that the diamond layer was not formed, the surface hardening of the solid alloy VK10KS after a two -component electroexplosive alloy occurred. The thickness of the strengthened surface layer is 20 microns with a nanohardness 25000 MPa, which is 2,5 times higher compared to the initial condition. The increase in hardness is associated with the grinding of phases in the surface layer and the formation of carbides type TiC, W₂C.

Keywords: hard alloy, electroexplosive alloying, nanohardness, wear resistance, titanium, diamond powder.

На основе анализа специальной технической литературы [1–4] установлена возможность формирования алмазных покрытий на неперетачиваемых твёрдосплавных пластинах, применяемых при механической обработке.

В этой связи целью настоящей работы явилось получение упрочнённого алмазоподобного слоя на поверхности твёрдого сплава ВК10КС при электровзрыве титана (в виде титановой фольги) с дополнительной навеской алмазного порошка и исследование особенностей его структурного состояния и свойств.

Для поверхностного упрочнения сплава ВК10КС применялся метод электровзрывного легирования (ЭВЛ). Суть этого метода заключается в накоплении энергии батареями импульсных конденсаторов до 10 кДж и её последующем разряде в течение 100 мкс через проводник, который испытывает взрывное разрушение. При этом происходит нагрев обрабатываемой поверхности и насыщение её продуктами взрыва с последующей самозакалкой из-за отвода тепла в окружающую среду и вглубь материала. Режим обработки при интенсивности воздействия 6,0 ГВт/м² и величиной зарядного напряже-

ния $U = 2,3$ кэВ обеспечивает оплавление поверхности и интенсивное конвективное перемешивание расплава из-за неоднородного давления, оказываемой плазменной струей на поверхность [5].

Роль взрываемого проводника выполняла титановая фольга толщиной 20 мкм (из расчёта на 15 см^2 обрабатываемой поверхности требуется 40 мг). Взрывая титан, можно получить в упрочнённом поверхностном слое твёрдых сплавов группы ВК карбидов титана TiC – основу твёрдых сплавов группы ТК. В область взрыва дополнительно была внесена порошковая навеска синтетического алмазного порошка AC2 массой 60 мг.

В соответствии с ГОСТ 9391-80 в упрочнённом слое обработанного твёрдого сплава металлографически не выявлено свободного углерода. Следует отметить, что поверхностная зона легирования и прилегающая к ней область формируется без образования микротрещин.

Сканирующая электронная микроскопия поперечных шлифов после ЭВЛ титаном с алмазным порошком показала (рисунок 1), что на облучаемой поверхности формируется плохо травящийся сплошной слой толщиной $1 \div 2$ мкм, состоящий по данным рентгеноструктурного анализа (рисунок 2) из карбида TiC. Титан является сильным карбидообразующим элементом, поэтому углерод из расплава диффундирует к поверхности, где и происходит образование фазы TiC. Поскольку рентгеноструктурным анализом не выявлена углеродистая фаза, естественно предположить, что данный углерод стал востребованным для образования карбида титана TiC.

Под верхним слоем располагается слой толщиной $15 \div 20$ мкм с мелкодисперсной структурой, состоящей из монокарбида дивольфрама W_2C и $(W,Ti)C_{1-x}$. Можно предположить, что эти фазы образуются преимущественно в этом слое из-за недостатка углерода, который диффундирует вверх и связывается с титаном для образования карбида TiC. В этом слое наблюдаются также отдельные частицы WC с исходными размерами. Очевидно, они были вынесены из глубины конвективными потоками расплава, образующимися при ЭВЛ. [5].

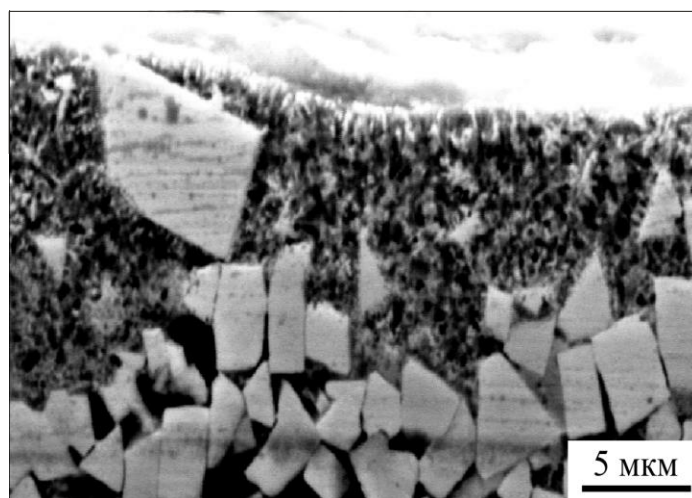


Рисунок 1 - Микроструктура сплава ВК10КС после обработки электровзрывом титана с алмазным порошком

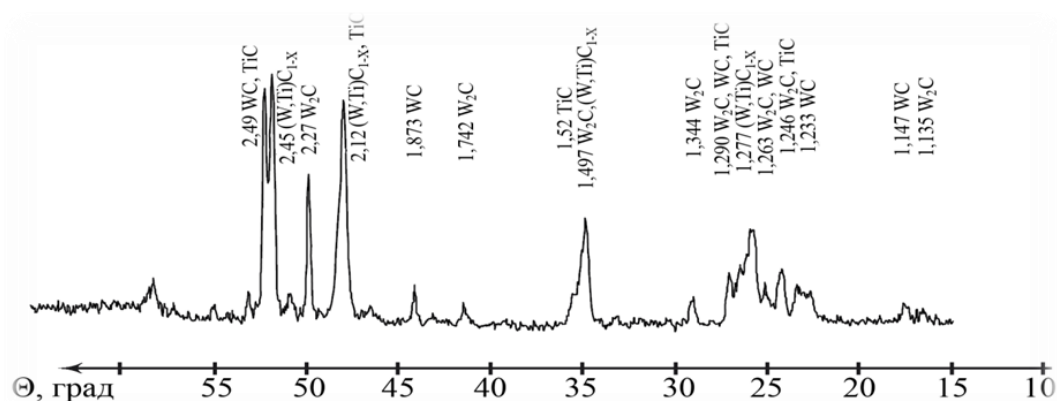


Рисунок 2 - Фрагмент дифрактограммы сплава BK10KC после обработки электровзрывом титана с алмазным порошком

Изучение химического состава кобальтовой связующей на расстоянии $3 \div 5$ мкм от поверхности после ЭВЛ титаном с алмазным порошком показало дополнительное легирование её вольфрамом в количестве 31,78 %, титаном в количестве 0,137 %, а также углеродом (рисунок 3).

На поверхности твёрдого сплава следов алмазов не выявлено. Это можно объяснить, исходя из следующего: с одной стороны, синтетические алмазы типа AC2 имеют большую склонность к графитизации под действием высоких температур и относительно длительной выдержке (более 15 минут), чем естественные алмазы [6]. Однако поверхностную обработку электровзрывом титана с алмазным порошком производили за короткое время – 10^{-4} секунд, поэтому теоретически можно было предполагать возможность получения алмазоподобного покрытия за счёт конденсированной составляющей данной обработки. С другой стороны, присутствие кобальта и титана в твёрдом сплаве ускоряет процесс графитизации [7].

Таким образом, на поверхности твёрдого сплава в результате обработки синтетический алмаз трансформируется в графит, который соединяется с титаном и происходит синтез карбидов титана TiC и (W,Ti)C_{1-x}.

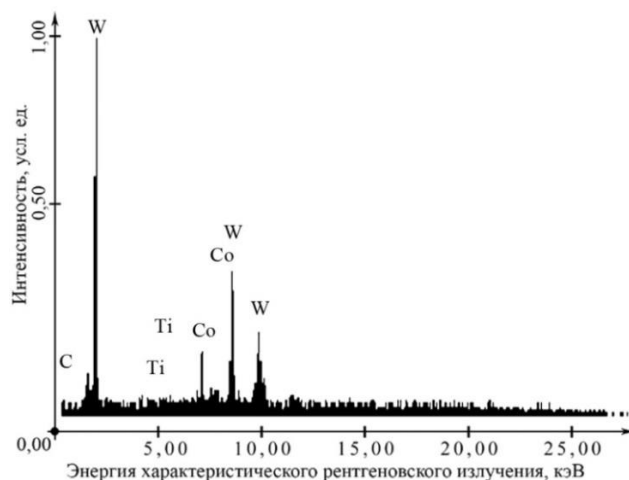
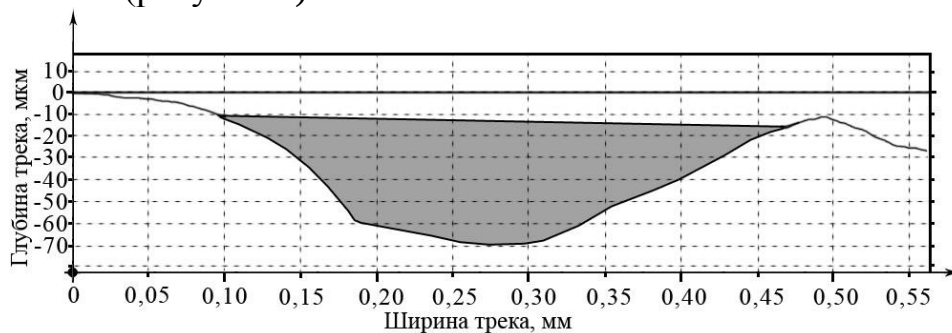


Рисунок 3 - Элементный состав кобальтовой связующей сплава BK10KC после обработки электровзрывом титана с алмазным порошком

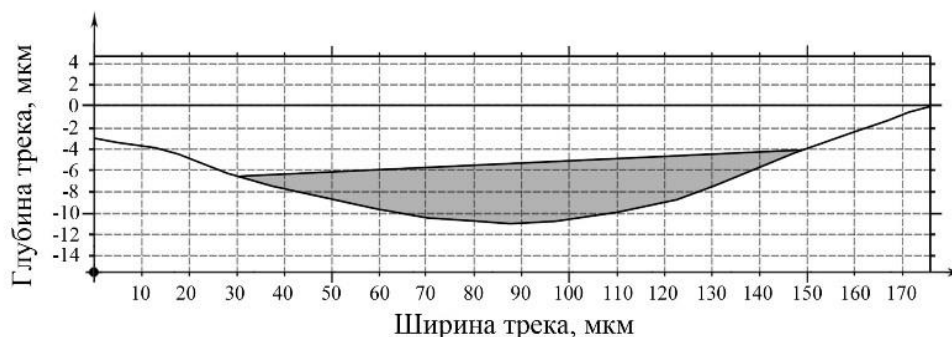
Наноиндентирование показало увеличение твёрдости, измеренной со стороны облучённой поверхности, до значений 25000 МПа после ЭВЛ титаном с алмазным порошком. При этом полученные значения превосходят нанотвёрдость образцов в исходном состоянии в 2,5 раза.

Испытания на износостойкость проводились на установке «РС-Operated High Temperature Tribometer» при комнатной температуре. Износ образцов определялся путем измерения глубины и площади трека после испытаний, образованного в результате действия неподвижного алмазного индентора на вращающийся образец при нагрузке 3 Н, числе оборотов 4000, линейной скорости движения 2,5 см/с. Для сравнения аналогичные испытания проводили на исходных образцах при таких же параметрах. Измерение глубины и площади трека износа после испытаний произведено с помощью высокоточной измерительной установки «Micro Measure 3D station» с программным обеспечением. Анализ полученных профилей осуществлен с использованием компьютерной программы Mountains Map Universal, версия 2.0.13. Результаты трибологических испытаний представлены как среднеарифметические значения, полученные от 10 испытаний по одному режиму обработки на трёх образцах.

Испытания на износостойкость показали, что глубина трека износа образцов в исходном состоянии составляет 58,0 мкм; после ЭВЛ титаном с алмазным порошком 5,93 мкм (рисунок 4). Площадь трека износа – 12921 и 448 мкм² на образцах без обработки и после ЭВЛ титаном с алмазным порошком соответственно (рисунок 4).



а



б

а – исходное состояние; б – после ЭВЛ титаном с алмазным порошком

Рисунок 4 - Профиль и площадь (выделена цветом) трека износа сплава ВК10КС

Увеличение износостойкости упрочнённых образцов связано с образованием на поверхности карбидов TiC , W_2C , $(\text{W}, \text{Ti})\text{C}_{1-x}$, которые имеют большую твёрдость, чем WC [8]. Вместе с тем, ожидаемого упрочнения поверхности твёрдого сплава ВК10КС не достигнуто, так как алмазное покрытие способом ЭВЛ сформировать не представляется возможным из-за трансформации порошка искусственных алмазов в графит.

Выводы:

1. Экспериментально выявлено, что легирование поверхности твердого сплава ВК10КС продуктами электровзрыва титановой фольги с навеской алмазного порошка не привело к образованию упрочнённого слоя алмазного типа. В процессе обработки алмазный порошок трансформировалась в графит. Несмотря на то, что алмазный слой не образовался, произошло поверхностное упрочнение твёрдого сплава ВК10КС после электровзрыва алмазного порошка с титаном. Толщина упрочнённого поверхностного слоя составляет 20 мкм с нанотвёрдостью 25000 МПа, что в 2,5 раза выше по сравнению с исходным состоянием. Повышение твёрдости связано с измельчением фаз в поверхностном слое и формированием карбидов типа TiC , W_2C и $(\text{W}, \text{Ti})\text{C}_{1-x}$.

2. Исследованием кобальтовой связующей в зоне термического влияния после двухкомпонентного ЭВЛ установлено, что кобальтовая связующая дополнительно легируется вольфрамом, углеродом, титаном, входящими в состав взрывааемых материалов и основы. Дополнительное легирование кобальтовой связующей приведёт к её упрочнению, что положительно повлияет на эксплуатационную стойкость карбидовольфрамовых твёрдых сплавов в целом.

Библиографический список

1. Патент РФ 2138396, МПК В 32 В 18/00, С 23 С 14/24, С 23 С 16/22, С 23 С 16/56, В 23 Р 15/28. Подложка с алмазным покрытием / Кулландер Грегор, Рейнер Ингрид, Брэндруп-Уогнсен Хелен; Сандвик АБ // № 96112963/02; Заявл. 08.07. 1994; Оpubл.27.09.1999.

2. Патент РФ 96114978, МПК В 24 D 17/00, В 32 В 9/00, В 23 В 27/00. Инструмент с алмазным покрытием и способ его изготовления / Джордж П. Грэб, Вильям М. Мелэго, Эдвард Дж. Олес [и др.]; Кеннаметал Инк. // № 96114978/02; Заявл. 30.06.1996; Оpubл.10.09.1998.

3. Патент РФ 2167262, МПК Е 21 В 10/50, В 23 К 35/02, В 22 D 19/06, В 24 D 3/06, В 24 D 3/34. Наплавка твёрдым сплавом с покрытыми алмазными частицами (варианты), присадочный пруток для наплавки твёрдым сплавом, способ наплавки твёрдым сплавом (варианты), коническое шарошечное долото для вращательного бурения (варианты), коническая шарошка / Ленгфорд Джеймс В. Мл., Дельвие Роберт; Дрессер Индастриз // 98104065/03; Заявл. 29.07. 1996; Оpubл.20.05.2001.

4. Патент США 6358624, МПК В 22 F 7/00. Инструмент из поликристаллического алмаза / Yoshida Katsuhito, Shiraishi Junichi, Nakai Tetsuo Sumitomo; Electric Ind., Ltd // № 09/571173; Заявл. 16.05. 2000; Оpubл. 19.03. 2002.

5. Багаутдинов А.Я., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф. [и др.] Физические

основы электровзрывного легирования металлов и сплавов.— Новокузнецк: Изд-во СибГИУ. — 2007. — 301 с.

6. Поляков В.П., Ножкина А.В., Чириков Н.В. Алмазы и сверхтвёрдые материалы. — М.: Металлургия, 1990. — 327 с.

7. Ножкина А.В. Влияние металлов на фазовые превращения алмаза в графит: Направления совершенствования технологических возможностей алмазных инструментов в процессе обработки // Сб. науч. тр. НИИмаш.— 1982.— С. 1.

8. Самсонов Г.В., Винницкий И.М. Тугоплавкие соединения: Справочник. — М.: Металлургия, 1976. — 560 с.

УДК 669.112:539.4

ТРАНСФОРМАЦИЯ СТРУКТУРЫ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ

Аксёнова К.В.¹, Громов В.Е.¹, Кибко Н.В.¹, Ващук Е.С.²

¹*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, 19krestik91@mail.ru*

²*Филиал Кузбасского государственного технического
университета имени Т.Ф. Горбачева в г. Прокопьевске,
Прокопьевск, Россия, vaschuk@bk.ru*

Аннотация. Показано, что деформационное упрочнение стали Э76ХФ при пластической деформации одноосным сжатием носит многостадийный характер и сопровождается фрагментацией перлитных зерен, усиливающейся с ростом степени деформации и достигающей $\approx 0,4$ объема исследуемой фольги при $\varepsilon = 50 \%$. Фрагменты, формирующиеся в пластинах феррита, разделены малоугловыми границами. Средние размеры фрагментов пластин феррита при увеличении степени деформации уменьшаются от 240 нм ($\varepsilon = 15 \%$) до 200 нм ($\varepsilon = 50 \%$). Выявлено формирование в процессе деформации стали неоднородной дислокационной субструктуры, обусловленное торможением дислокаций частицами цемента. Обнаружено, что увеличение степени деформирования сопровождается снижением скалярной и избыточной плотности дислокаций, что может быть обусловлено уходом дислокации в малоугловые границы, а также их аннигиляцией.

Ключевые слова: пластическая деформация, одноосное сжатие, рельсовая сталь, эволюция, структура, пластинчатый перлит, дислокации.

TRANSFORMATION OF THE RAIL STEEL STRUCTURE UNDER COMPRESSION DEFORMATION

Aksenova K.V.¹, Gromov V.E.¹, Kibko N.V.¹, Vashchuk E.S.²

¹*Siberian State Industrial University,*

Abstract. *It is shown that the strain hardening of rail steel under plastic deformation by uniaxial compression has a multistage character and is accompanied by fragmentation of pearlite grains, which increases with an increase in the degree of deformation and reaches ≈ 0.4 of the volume of the studied foil at $\varepsilon = 50\%$. Fragments formed in ferrite plates are separated by low-angle boundaries. The average sizes of ferrite plate fragments decrease from 240 nm ($\varepsilon = 15\%$) to 200 nm ($\varepsilon = 50\%$) with an increase in the degree of deformation. The formation of an inhomogeneous dislocation substructure during the deformation of steel, which is due to the deceleration of dislocations by cementite particles, is revealed. It has been found that an increase in the degree of deformation is accompanied by a decrease in the scalar and excess density of dislocations, which may be due to the escape of dislocations into low-angle boundaries, as well as their annihilation.*

Keywords: *plastic deformation, uniaxial compression, rail steel, evolution, structure, lamellar pearlite, dislocations.*

Введение

Вследствие возрастающей интенсивности и грузонапряженности железнодорожного движения в настоящее время возникает необходимость в дальнейшем повышении эксплуатационной стойкости рельсов [1]. Как известно, одним из способов изменения структуры и свойств материалов, характеризующих сопротивление хрупкому разрушению, является деформационное упрочнение [2]. Пластическая деформация – это сложный процесс, в результате которого происходит изменение строения и формы исходного материала, а также его физико-химические и механические свойства. При самых различных видах и режимах пластической деформации в кристаллических материалах с различным типом кристаллической решетки наблюдается фундаментальное явление фрагментации, т.е. деформационное измельчение структуры материалов порядка до 100-200 нм [3]. Рельсы являются важным стратегическим продуктом, поэтому знание закономерностей формирования структуры и свойств рельсовой стали при различных видах пластической деформации необходимо для управления процессом деформационного упрочнения [4-5].

Целью данной работы является анализ эволюции структуры и фазового состава перлитной стали при пластической деформации одноосным сжатием.

Материал и методика исследования

В качестве материала исследования использовали образцы дифференцированно термоупрочненных рельсов категории ДТ350 производства АО «Евраз ЗСМК», полученные из вакуумированной электростали Э76ХФ в соответствии с требованиями ТУ 0921-276-01124333–2021. Деформацию одноосным сжатием образцов размерами 9,6x4,7x4,7 мм осуществляли при комнатной темпера-

туре на испытательной машине Instron 3369 при скорости нагружения 1,2 мм/мин и автоматической записи нагрузки и размеров образца.

Исследования структуры стали проводили методами просвечивающей (метод тонких фольг) электронной дифракционной микроскопии (прибор JEOL JEM 2100F). Фольги готовили методом электролитического утонения пластинок, вырезанных электроискровым методом из средней части столбика параллельно поверхности нагружения. Анализировали структурно-фазовое состояние стали, подвергнутой деформированию на 15 %, 30 % и 50 %.

Результаты исследования и их обсуждение

Анализ кривых деформационного упрочнения металлов основывается на учении о стадийности деформационного упрочнения, которая отображает эволюцию дислокационной структуры в процессе деформации [6]. Образцы стали Э76ХФ при испытании на сжатие не удалось довести до разрушения, поскольку они сплющились из-за того, что исследуемая сталь способна достаточно сильно деформироваться без разрушения. На деформационной кривой рельсовой стали (рисунок 1, а) можно выделить стадию упругой деформации (стадия I) и стадию (II) пластической деформации с параболической функциональной зависимостью вида:

$$\sigma = \sigma_0 + \theta \varepsilon^n \quad (1)$$

где σ_0 = предел упругости, равный 900-930 МПа;

$\theta(\varepsilon) = \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}$ – коэффициент деформационного упрочнения;

$n < 1$ – показатель деформационного упрочнения.

После обработки деформационной кривой, представленной на рисунке 1, а, в координатах $\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} = f(\sigma)$ выявляется стадийность деформационного упрочнения рельсовой стали (рисунок 1, б). По точкам перегиба кривой упрочнения, перестроенной в этих координатах, судят о структурных изменениях, происходящих в материале [6]. Для исследуемой стали выделяются следующие стадии (рисунок 1, б): переходная (I), следующая за пределом упругости и демонстрирующая рост коэффициента деформационного упрочнения; стадия II с постоянным или почти постоянным высоким упрочнением; стадии III и IV, где коэффициент деформационного упрочнения уменьшается (зависимость $\sigma = f(\varepsilon)$ на этом участке носит параболический или близкий к нему характер); стадия V с очень низким и постоянным коэффициентом упрочнения.

Из литературных источников известно, что стадийность пластического течения связана со сменой механизма упрочнения, а значит, с качественно различными дефектными структурами, возникающими на последовательных стадиях кривой деформации [6]. Исследованию подвергались образцы с низким коэффициентом деформационного упрочнения (рисунок 1, б, расположение исследованных образцов на кривой зависимости $\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} = f(\sigma)$ обозначено окружностями).

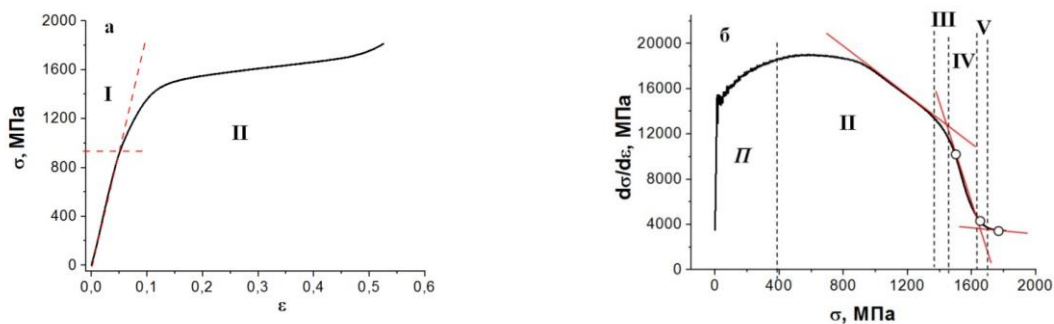


Рисунок 1 - Деформационная кривая (а) и зависимость коэффициента деформационного упрочнения $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = f(\sigma)$ (б) образцов рельсовой стали, подвергнутой нагружению одноосным сжатием (а). Пунктирными линиями на (а) указан предел упругости материала, на (б) – стадии деформационного упрочнения материала. Окружностями на (б) обозначены положения на деформационной кривой образцов, использованных для исследования структурно-фазового состояния стали

Ранее нами в работе [7] было показано, что структура исследуемой стали содержит 70 % зерен перлита пластинчатой морфологии, 27 % зерен феррито-карбидной смеси (зерен нерегулярного перлита) и 3 % зерен структурно свободного феррита (зерен феррита, в объеме которых нет частиц карбидной фазы). В объеме всех структурных составляющих наблюдается дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций или, реже, дислокационных сеток. Скалярная плотность дислокаций в зернах феррита $\langle \rho \rangle = 3,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$; в зернах перлита – $\langle \rho \rangle = 4,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ [7].

При деформации стали одноосным сжатием наблюдается существенное преобразование структуры стали, а именно фрагментация материала, усиливающаяся по мере увеличения степени деформации (рисунок 2). При $\varepsilon = 50 \%$ фрагментированная структура стали занимает 0,37 объема исследуемой фольги (рисунок 2, б). Фрагменты, формирующиеся в пластинах феррита, разделены малоугловыми границами (рисунок 2, б, границы указаны стрелками). С увеличением степени деформации средние размеры фрагментов пластин феррита уменьшаются от 240 нм ($\varepsilon = 15 \%$) (рисунок 2, а) до 200 нм ($\varepsilon = 50 \%$).

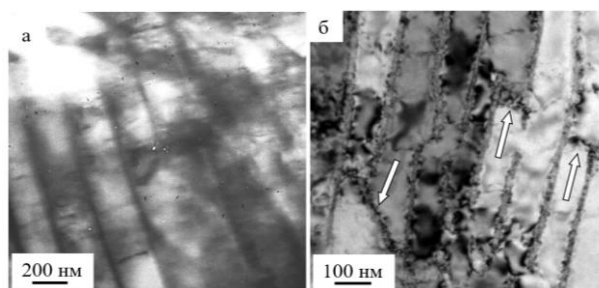


Рисунок 2 - Электронно-микроскопическое изображение фрагментированной структуры стали при деформации $\varepsilon = 15 \%$ (а) и $\varepsilon = 50 \%$ (б). Стрелками на (б) указаны малоугловые границы, присутствующие в ферритных пластинах колонии перлита

Фрагментируются также и пластины цементита, размер которых изменяется от 15 до 20 нм и слабо зависит от степени деформации стали. Одновременно с фрагментацией наблюдается растворение и разрезание пластин цементита. Атомы углерода, перешедшие из кристаллической решетки цементита на дислокации, выносятся в межпластинчатое пространство и формируют частицы третичного цементита размерами 2-4 нм.

Деформация зерен перлита сопровождается преобразованием дислокационной субструктуры стали. В структуре исходной стали дислокации были распределены квазиравномерно по объему пластин феррита (рисунок 3, а). Деформация стали приводит к формированию скоплений дислокаций вокруг частиц цементита (рисунок 3, б). Увеличение степени деформирования сопровождается снижением скалярной плотности дислокаций, расположенных в объеме фрагментов с $2,1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ($\epsilon = 15 \%$) до $0,6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ($\epsilon = 50 \%$). Это может быть обусловлено уходом дислокации в малоугловые границы, а также их аннигиляцией. Ранее подобное изменение дислокационной субструктуры в формирующихся при деформации фрагментах наблюдали в работе [8].

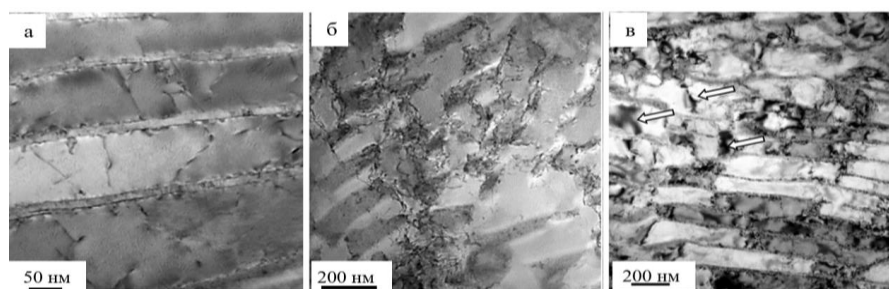


Рисунок 3 - Электронно-микроскопическое изображение дислокационной субструктуры стали в исходном состоянии (а) и после деформации сжатием при $\epsilon = 50 \%$ (б, в). Стрелками на (в) указаны изгибные контуры экстинкции

Анализ дефектной субструктуры деформированной стали методами просвечивающей электронной микроскопии выявил на электронно-микроскопических изображениях структуры стали изгибные экстинкционные контуры (рис. 3, в). Их наличие указывает на изгиб-кручение кристаллической решетки данной области материала, а, следовательно, на внутренние поля напряжений, искривляющие тонкую фольгу и, соответственно, упрочняющие материал [9]. Анализируя изгибные контуры экстинкции, можно указать источники внутренних полей напряжений, т.е. выявить концентраторы напряжений и оценить их относительную величину. В результате выполненных в настоящей работе исследований установлено, что источниками внутренних полей напряжений являются границы раздела зерен и колоний перлита, пластин цементита в зернах перлита и частицы второй фазы, расположенные в объеме пластин феррита (рисунок 3, в).

Одной из характеристик кривизны кручения кристаллической решетки является избыточная плотность дислокаций. Следуя методике анализа кривизны кручения кристаллической решетки, впервые изложенной в [10], в

настоящей работе была проведена оценка величины избыточной плотности дислокаций. Результаты выполненной оценки показали, что при увеличении степени деформации стали избыточная плотность дислокаций снижается подобно величине скалярной плотности дислокаций.

Заключение

В результате выполненных исследований, направленных на анализ эволюции дефектной субструктуры перлита пластинчатой морфологии при одноосном сжатии образцов рельсовой стали Э76ХФ, выявлено, что деформационное упрочнение рельсовой стали носит многостадийный характер. Показано, что деформация стали сопровождается фрагментацией перлитных зерен, усиливающейся по мере увеличения степени деформации и достигающей при $\varepsilon = 50\% \approx 0,4$ объема исследуемой фольги. Установлено, что с увеличением степени деформации уменьшаются средние размеры фрагментов пластин феррита от 240 нм ($\varepsilon = 15\%$) до 200 нм ($\varepsilon = 50\%$).

Выявлена фрагментация пластин цементита, размер фрагментов изменяется в пределах 15-20 нм и слабо зависит от степени деформации стали. Обнаружено разрушение пластин цементита, протекающее путем их растворения и разрезания подвижными дислокациями. Показано, что атомы углерода, перешедшие из кристаллической решетки цементита на дислокации, выносятся в межпластинчатое пространство и формируют частицы третичного цементита, размер которых составляют (2-4) нм.

Выявлено формирование в процессе деформации стали неоднородной дислокационной субструктуры, обусловленное торможением дислокаций частицами цементита. Обнаружено, что увеличение степени деформирования сопровождается снижением скалярной и избыточной плотности дислокаций, что может быть обусловлено уходом дислокаций в малоугловые границы, а также их аннигиляцией.

Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента Российской Федерации для молодых ученых и аспирантов, осуществляющих перспективные научные исследования и разработки по приоритетным направлениям модернизации российской экономики (проект СП-4517.2021.1).

Библиографический список

1. Корнева Л.В., Юнин Г.Н., Козырев Н.А., Атконова О.П., Полевой Е.В. Сравнительный анализ показателей качества рельсов ОАО «Новокузнецкий металлургический комбинат» и зарубежных производителей // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2010. – № 12. – С. 38-42.
2. Zhao Y., Tan Y., Ji X., Xiang Z., Xiang S. In situ study of cementite deformation and its fracture mechanism in pearlitic steels // Materials Science and Engineering: A. – 2018. – V. 731. – P. 93-101
3. Zrnik J., Dobatkin S., Raab G., Fujda M., Kraus L. Ultrafine grain structure development in steel with different initial structure by severe plastic deformation // Revista Materia. – 2010. – V. 15, №2. – P. 240-246.

4. Pan R., Ren R., Chen C., Zhao X. Formation of nanocrystalline structure in pearlitic steels by dry sliding wear // Materials Characterization. – 2017. – V. 132. – P. 397-404.
5. Wang Y., Tomota Y., Harjo S., Gong W., Ohmuraa T. In-situ neutron diffraction during tension-compression cyclic deformation of a pearlite steel // Materials Science and Engineering: A. – 2016. – V. 676. – P. 522-530.
6. Подрезов Ю.Н., Фирстов С.А. Два подхода к анализу кривых деформационного упрочнения // Физика и техника высоких давлений. – 2006. – Т. 16, № 4. – С. 37-48.
7. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Morozov K.V., Alsaraeva K.V. Formation of fine structure of differentially hardened rails // Applied Mechanics and Materials. – 2014. – Vol. 682. – P. 41-45.
8. Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А. Скалярная плотность дислокаций во фрагментах с разными типами субструктур // Письма о материалах. – 2011. – Т. 1. – С. 15-18.
9. Gromov V.E., Yuriev A.B., Morozov K.V., Ivanov Y.F. Microstructure of quenched rails. – Cambridge, ISP Ltd, 2016. – 153 p.
10. Конева Н.А., Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Лычагин Д.В. Дальнедействующие поля напряжений, кривизна-кручение кристаллической решетки и стадии пластической деформации. Методы измерений и результаты // Новые методы в физике и механике деформируемого твердого тела. Сб. трудов международной конференции. – Томск: ТГУ, 1990. – С. 83-93.

УДК - 669

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, СТРУКТУРУ И КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ В СРЕДЕ СЕРОВОДОРОДА ПРОКАТА ИЗ СТАЛИ 20

Валюгин М.А., Мурсенков Е.С.

***Выксунский металлургический завод,
г. Выкса, Россия, valyugin.mikhail@yandex.ru***

Аннотация. В работе рассмотрены подходы к получению проката из стали 20, который сможет обеспечить сочетание прочности, пластичности, хладностойкости и стойкости против водородного растрескивания в H₂S-среде.

Ключевые слова: сталь, режим термической обработки, микроструктура, механические свойства, водородное растрескивание.

INVESTIGATION OF THE EFFECT OF THE HEAT TREATMENT REGIME ON THE MECHANICAL PROPERTIES, STRUCTURE AND CORROSION RESISTANCE IN THE HYDROGEN SULFIDE ENVIRONMENT OF ROLLED STEEL 20

Abstract. The paper considers approaches to the production of rolled steel 20, which can provide a combination of strength, ductility, cold resistance and resistance to hydrogen cracking in an H₂S environment.

Keywords: steel, heat treatment mode, microstructure, mechanical properties, hydrogen cracking.

За счет изменения типа структуры конструкционных сталей в процессе термической обработки повышается стойкость против растрескивания в среде сероводорода [1]. Подбор оптимального режима отпуска закаленной стали позволяет обеспечить совокупность прочностных свойств, хладостойкости и стойкости против растрескивания в H₂S-среде.

Для лабораторных экспериментов использовали планки 220 x 30 x 8 из стали 20, которая производится в промышленных масштабах в условиях ЛПК. Химический состав исследуемого металла представлен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав исследуемого металла из стали 20

Массовая доля химических элементов, %										
C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	N	Ca	Al
0,18	0,22	0,39	0,0012	0,0057	0,09	0,10	0,15	0,08	0,001	0,019

Основной задачей термической обработки металлопродукции в виде закалки с отпуском, либо нормализации с отпуском является обеспечение требуемого уровня механических и коррозионных свойств [2]. Для правильного назначения температурных режимов обработки образцов необходимо знание критических точек начала (Ac1) и завершения (Ac3) полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при нагреве, которые в первую очередь зависят от химического состава стали. На основании определенных ранее критических точек для близкой по составу стали 20 (Ac1=738 °C, Ac3=878 °C) [3] и известной зависимости выбора температуры нагрева под закалку или нормализацию Ac3+20÷40 °C, выбрали температурный интервал аустенитизации при нагреве, который составил 900÷920 °C.

Для моделирования режимов термической обработки в лабораторных условиях использовали камерную печь ЛН 60/12, которая изображена на рисунке 1. Опробовали 3 варианта (таблица 2):

- закалка от 900 °C и отпуск при 550 °C (З + О при 550 °C);
- закалка от 900 °C и отпуск при 650 °C (З + О при 650 °C);
- нормализация при 900 °C и отпуск при 550 °C (Н + О при 550 °C).

При нагреве под закалку и под отпуск образцы выдерживали в камерной печи в течение 15 мин после выхода печи с образцами на заданную температуру, исходя из соображений прогрева 1 мм образца за 1,5 - 2 мин.



Рисунок 1 – Камерная печь LH 60/12.

Таблица 2 – Параметры опробованных в лабораторных условиях режимов термической обработки образцов рулонного проката из исследуемой стали 20

Режим ТО	Стадии ТО	Тн, °С	Выдержка в печи, мин	Охлаждение
З+ О	З	900	15	вода
	О	550		воздух
З+О	З	900		вода
	О	650		воздух
Н+О	Н	900		воздух
	О	550		

После моделирования различных вариантов термической обработки проводили статические испытания на разрыв с определением временного сопротивления (σ_B , МПа), предела текучести (σ_T , МПа) и относительного удлинения (δ_5 , %), а также коррозионные испытания и оценку структурного состояния металла с применением оптической микроскопии.

Результаты статических испытаний на разрыв показывают, что в исходном состоянии металл рулонного проката из стали 20 имеет низкие значения прочностных свойств, особенно по пределу текучести. После закалки и отпуска при температуре 550 °С свойства соответствуют классу прочности К60, после закалки и отпуска при температуре 650 °С – классам прочности К52-К56. После нормализации с отпуском получены более низкие результаты по временному сопротивлению по сравнению с исходным состоянием. Результаты испытаний показаны на рисунке 2.

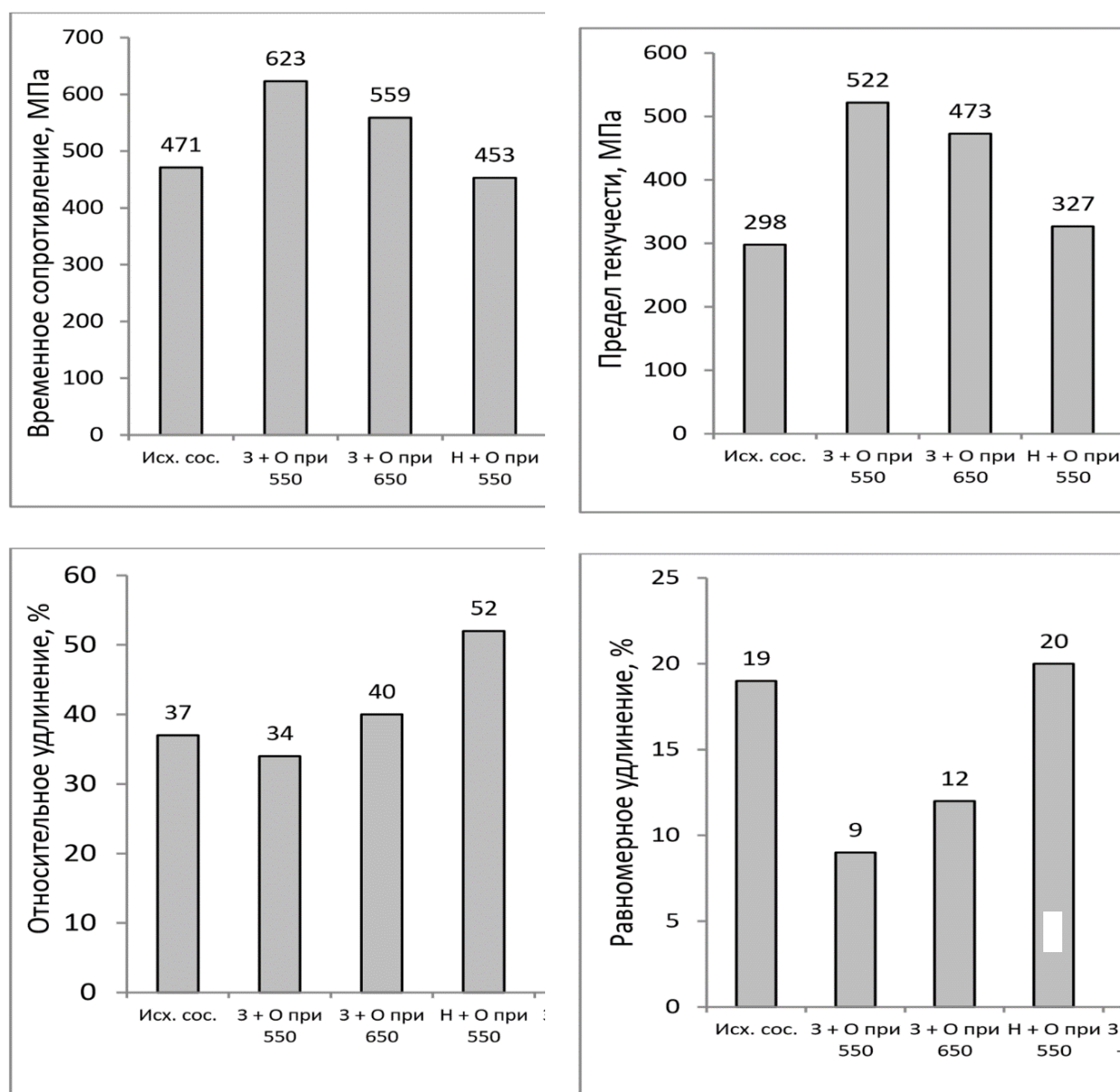
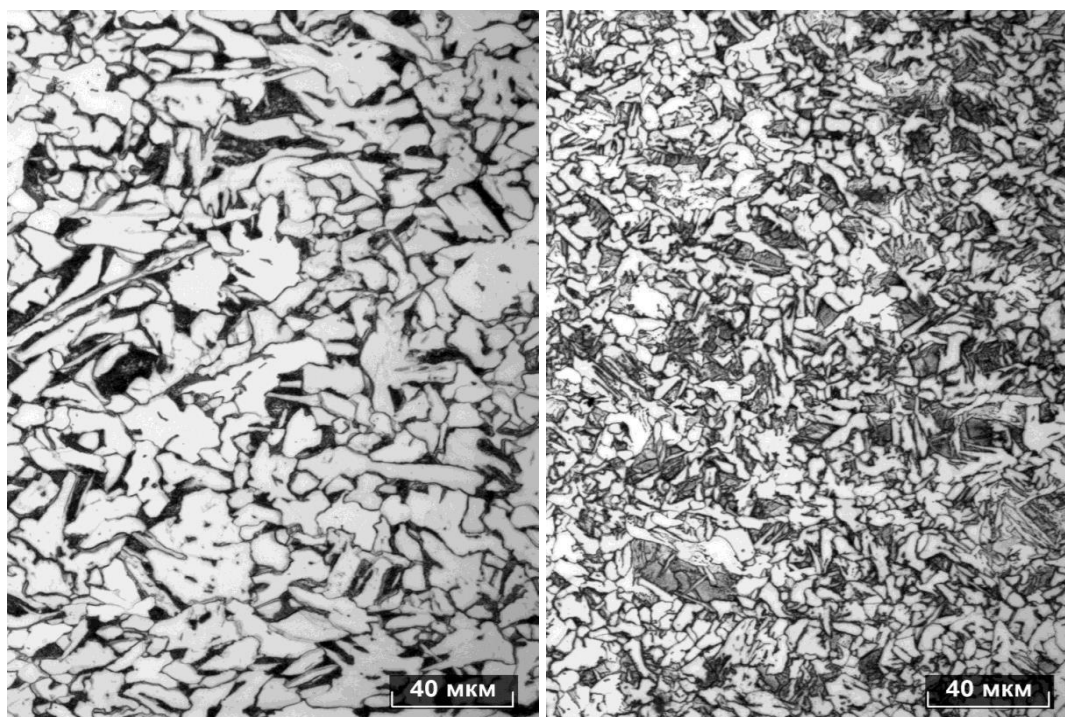


Рисунок 2 – Влияние режимов термической обработки на механические свойства рулонного проката из стали 20

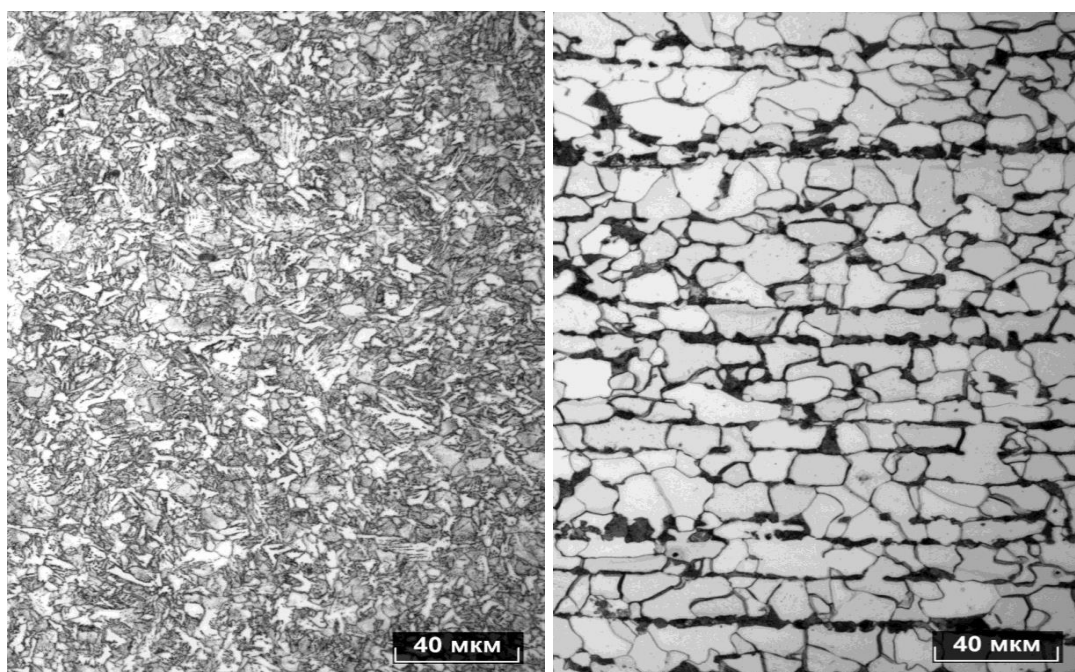
Исследование структурного состояния металла выполнено на металлографических шлифах, изготовленных в продольном направлении относительно прокатки. Металлографическое исследование структуры после химического травления в 4 %-ом спиртовом растворе азотной кислоты проведено с применением кодированного оптического микроскопа «Axio Observer D1m» с системой анализа изображений «Thixomet Pro».

В исходном состоянии металл характеризуется крупнозернистой ферритно-перлитной структурной. После закалки и отпуска в стали формируется мелкодисперсная однородная по толщине бейнитная структура, после нормализации и отпуска – полосчатая ферритно-перлитная структура. Виды микроструктур образцов из стали 20 после различных режимов ТО представлены на рисунке 3.



а

б



в

г

а – исходное состояние; б – 3 + О при 550 °С; в – 3 + О
при 650 °С; г – Н + О при 550 °С

Рисунок 3 – Вид микроструктуры образцов из стали 20
после различных режимов ТО

Испытание сталей на водородное растрескивание (НRC) проводят в соответствии с требованиями стандарта NACE TM0284 путем погружения трёх одинаковых образцов из исследуемой стали в раствор (5 % NaCl + 0,5 % CH₃COOH) в дистиллированной воде, насыщенной сероводородом при тем-

пературе 25 °С. Испытания осуществляют в течение 96 часов, после испытаний образцы разрезают на четыре части, каждую часть в месте реза полируют и травят. Сопротивление водородному растрескиванию оценивается по величине показателей, характеризующих растрескивание, инициируемое водородом: по длине (CLR), ширине (CTR) трещин. Требования большинства российских нефтяных компаний по длине (CLR) и ширине (CTR) трещин составляют соответственно не более 6 и 3 %. Величина рассчитывается как среднее по 3 шлифам.

В исходном состоянии проката наблюдаются трещины различного размера. Коэффициенты длины и толщины трещин выходят за допустимые пределы (т.е. CLR > 6 %). После 3 + О при 550 °С, Н + О при 550 °С в металле рулонного проката найдены незначительные трещины, за исключением одного образца после 3 + О при 550 °С, где CLR = 8,38 %.

Таким образом, термическая обработка в виде закалки от 900 °С с последующим отпуском при 650 °С позволили исключить формирование трещин водородного происхождения рулонного проката из стали 20.

Для детального установления причин образования трещин, инициированных водородом, в металле рулонного проката в исходном состоянии и после 3+О при 550 °С произвели расщепление образцов вдоль распространения трещин. Изучили поверхности изломов образцов, разрушенных по месту трещин, и определили химический состав неметаллических включений.

Исследование показало, что в изломе образцов в исходном состоянии обнаружены скопления сульфидов марганца, оксидов кальция и алюминия (рисунок 4).

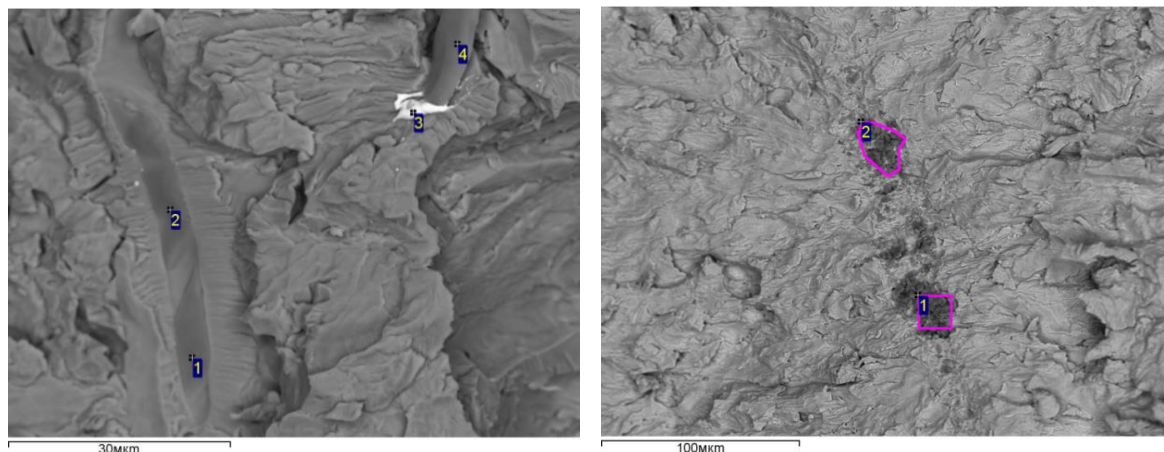


Рисунок 4 – Вид неметаллических включений в зоне водородной трещины образцов в исходном состоянии

А в изломе образцов после 3 + О при 550 °С – сульфиды марганца (рисунок 5) [4].

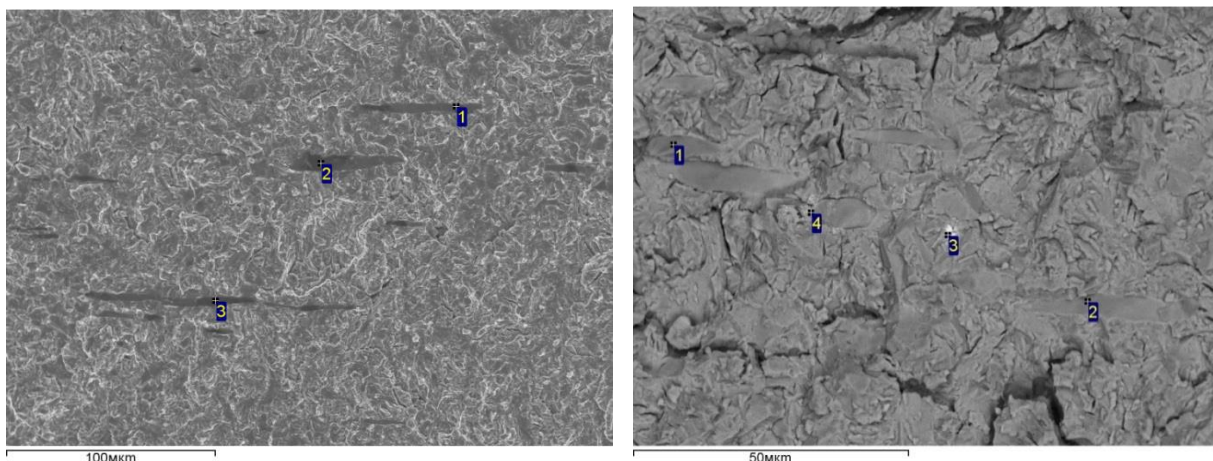


Рисунок 5 – Вид неметаллических включений в зоне водородной трещины образцов после закалки с последующим отпуском при 550 °С

Выводы

Результаты проведенных исследований в лабораторных условиях показывают, что термическая обработка в виде закалки с последующим отпуском металла из стали 20 вероятно позволяет нивелировать влияние неметаллических включений и повышенного содержания водорода в металле при коррозионных испытаниях на водородное растрескивание.

Библиографический список

1. Зикеев В.Н. Конструкционные стали, стойкие против сероводородного растрескивания и хрупкого разрушения: диссертация докт. техн. наук. М.: 1984. 363 с.
2. Багмет О.А., Соколова М.Ю., Наumenко В.В. Исследование влияния режимов термической обработки на микроструктуру и механические свойства сталей 20Л и 20ГЛ // *Сталь*. 2018. №7. С. 53-61.
3. Металлографическое заключение №17 от 13.07.2017 ЛМ ЦИЛ ИТЦ.
4. Наumenко В.В., Багмет О.А., Мурсенков Е.С. Стойкость низкоуглеродистых микролегированных сталей трубного назначения к растрескиванию в среде сероводорода // *Бюллетень «Черная металлургия»*. 2018. №7. С. 56-64.
5. Эфрон Л. И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали - М.: Металлургиздат, 2012. - 696 с.
6. ANSI/NACE TM 0284. Evaluation of Pipeline Steel for Resistance to Stepwise Cracking / Note: revision of ANSI/NACE TM0284-1996*Approved 2003-09-17.
7. <https://omk.ru/vmz/production/> - Производство Выксунского металлургического завода.

АКТУАЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ АСИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКИ

Платонов Ю.В.

*Череповецкий государственный университет,
г. Череповец, Россия, iuvplatonov@chsu.ru*

Аннотация. В статье рассмотрена история изучения асимметричной прокатки и её текущее состояние. Показано, что такой вид проката в настоящее время получает активное развитие в виду получения новых материалов с мелкой зернистостью и возможности введения таких технологий в следствие качественного повышения вычислительных мощностей прокатных станов. При моделировании использовались реальные данные со стана холодного листового проката для оценки возможности применения полученных показателей, таких как суммарное обжатие, разность рабочих валков и скорость прокатки.

Ключевые слова: листовая прокатка, асимметричная прокатка, разнотолщинность проката, очаг деформации, моделирование прокатки, деформация металла.

TOPICAL ISSUES OF ASYMMETRIC ROLLING

Platonov Y.V.

*Cherepovets state University
Cherepovets, Russia, iuvplatonov@chsu.ru*

Abstract. The article considers the history of the study of asymmetric rolling and its current state. It is shown that this type of rolled products is currently being actively developed in view of the production of new fine-grained materials and the possibility of introducing such technologies as a result of a qualitative increase in the computing power of rolling mills. The simulation used real data from a cold-rolled mill to assess the applicability of the resulting metrics such as total reduction, work roll difference, and rolling speed.

Keywords: Sheet rolling, asymmetric rolling, difference in thickness of rolled products, deformation zone, modeling of rolled products, metal deformation.

Активные исследования асимметричной прокатки происходили с 1960 по 1990 годов. В ходе изучения выделились несколько школ наиболее полно описанных в статье [1]. Практический вывод следующий: применение асимметрической прокатки наиболее эффективно на станах с возможностью создания значительного рассогласования (до 50 % и более) скоростей рабочих валков и при соотношении их диаметра к толщине полосы проката не менее

400. Также необходимо отметить низкое число публикаций асимметричной прокатки по технологии с разными диаметрами рабочих валков.

В настоящее время отмечается рост интереса к асимметричной прокатке в виду создания металлических материалов с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой. Направление интенсивной пластической деформации (ИПД) рассматривается в металлургии проката как одно из главных направлений технологического прогресса [2-7].

Эффект асимметричной прокатки для улучшения механических и других свойств материалов, не получил широкого распространения в виду недооценки снижения усилия прокатки и сложности адаптации существующих технологий. В работах [8, 9] описаны механизмы возникновения асимметричной прокатки как целенаправленного в виду разницы диаметров и скоростей рабочих валков, условий трения на контакте с верхним и нижним рабочими валками, жестко заданного угла входа и выхода полосы из очага деформации, температурный фактор (неравномерность температуры по сечению), так и случаи неправильной настройки стана, люфты в приводных узлах, нарушение смазки и тому подобное.

В статье [10] проводилось исследование асимметричной прокатки решением изменения задачи интенсивности деформации сдвига в программном обеспечении DEFORM путём создания разницы условий трения на контакте с верхним и нижним рабочими валками. В очаге наблюдались значительные сдвиги в виде наклона вертикальных сечений, как показано на рисунке 1, при общей деформации более 50% и соответственно при меньших значениях суммарной степени деформации прирост изменения сдвига оставался несущественным.

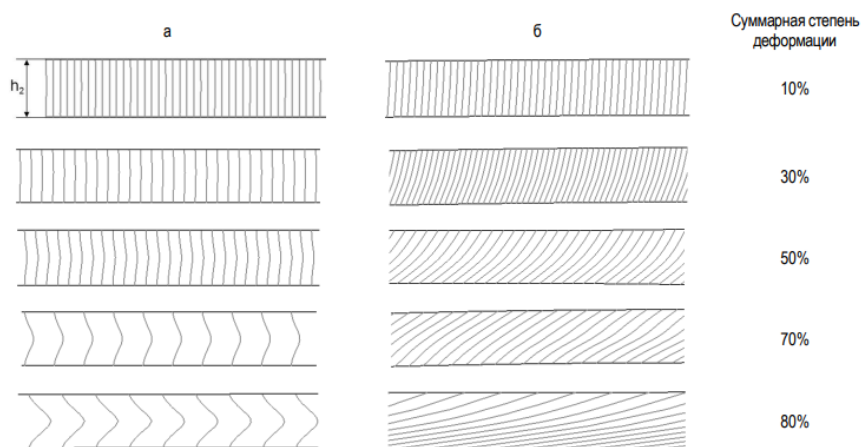


Рисунок 1 - Искажение вертикальных линий после симметричной (а) и асимметричной (б) прокатки

На рисунке 2 показаны записи реального обжатия полосы, которые имеют нестационарные значения, что обусловлено разнотолщинностью подката и проката. Это необходимо учитывать при моделировании для оценки адекватности и объективности процессов, происходящих в очаге деформации. Наибольшее обжатие происходит во 2-й и 3-й клетях и именно на этих

этапах асимметричная прокатка может быть наиболее показательна. Негативные эффекты в следствии таких процессов проявляют себя в виде появления ребристости полосы, достаточно полно рассмотренных в работах [11-14]. При этом необходимо отметить, что настройка стана осуществляется на его постоянные значения параметров. Установочные параметры скорости и обжатию представлены в таблице 1. При этом представленный режим прокатки производился с изменением скорости прокатки, в таблице ниже приведено два столбца скорости, что и демонстрирует данный факт.

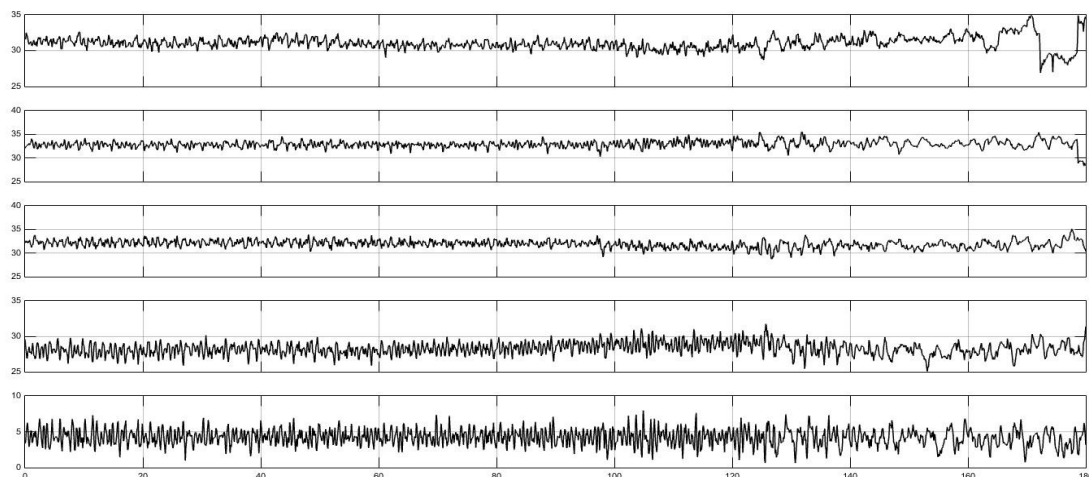


Рисунок 2 – Реальные относительные обжатию полосы 5-клетевого стана холодного проката 1700 ПАО «Северсталь»

Таблица 1 – Значения установки параметров прокатки

Клеть №	Относительное обжатие %	Скорость прокатки до ее увеличения м/мин	Скорость прокатки после увеличения м/мин
1	31	4.2	4.62
2	32	6.6	7.2
3	32	9.8	10.72
4	28	14.1	15.4
5	4.5	14.7	16.1

На данный момент с учётом описанных выше данных интересен вопрос того как себя будет вести стан при асимметричной прокатке при различных диаметрах рабочих валков (максимально допустимые значения), для проверки усилия прокатки и удовлетворения условий режима регулирования с отклонением не более 10 % от паспортных данных и шероховатостью полосы за 5-й клетью в пределах 1,0-1,6 мкм.

Инструкция по стану ПХЛ 1700 предписывает, что разность диаметров валков не должна превышать 2 мм для рабочих валков 1-5 клеток (таблица 2), поэтому целесообразно проводить эксперименты по изменению диаметров в модели. Для этого использовалась среда ABAQUS - многоцелевой конечно-элементный комплекс, позволяющий проводить динамический анализ задач точного моделирования всех значений перемещений, вращений и деформаций.

Таблица 2 - Назначение рабочих валков по клетям

№ клетки	Диаметр валка, мм	Разница парных валков по диаметру, мм
1	570-585	не более 2
2	570-590	не более 2
3	580-595	не более 2
4	585-595	не более 2
5	590-602	не более 2

В ходе моделирования использовались коэффициенты трения 0.025-0.15. Изменяя разность диаметров рабочих валков и толщины подката проведены исследования условий пластичности металла и энергосиловые параметры процесса прокатки (рисунок 3).

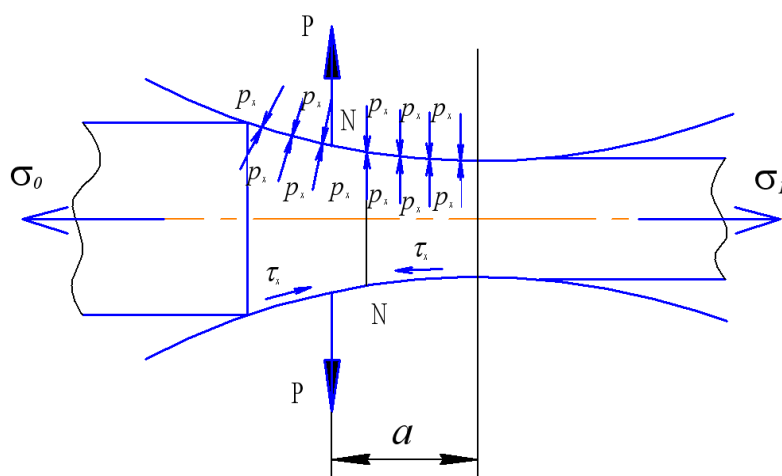


Рисунок 3 - Сила прокатки, равнодействующая всех нормальных напряжений

Для учёта изменения касательных и нормальных сил, действующих в очаге деформации поверхности подката придана неровность в виде пилообразной волнистости (рисунок 4). От сопротивления отдельных частей полосы зависит направление и скорость отдельных частей металла в очаге деформации. При таком подходе структура получается более сложной, неоднородной и реалистичной, что коррелируется с реальными измерениями параметров проката АСУ стана (рисунок 5).

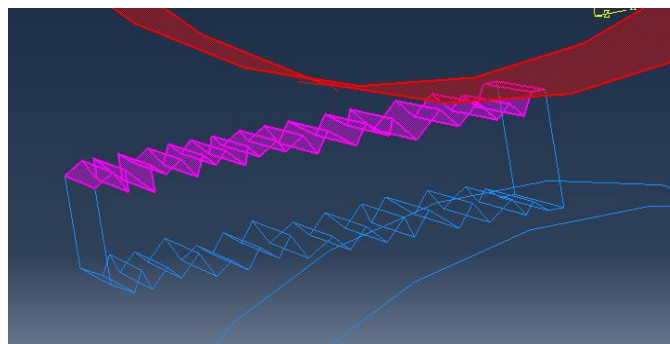


Рисунок 4 - Задание взаимодействия валок-полоса

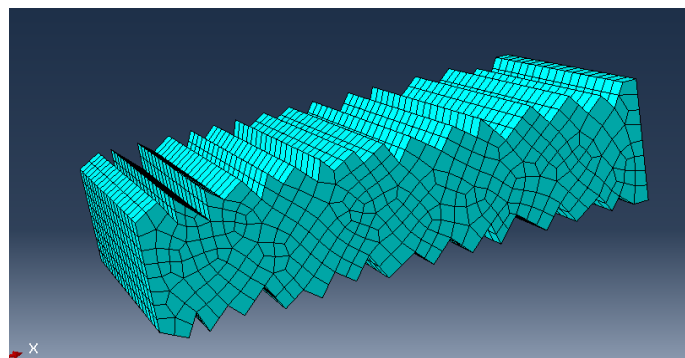


Рисунок 5 - Задание сетки полосы

Серия опытов (рисунок 6), проведённых путём изменения обжатия и диаметров валков показали, что с точки зрения получения минимальной разнотолщинности проката можно достигнуть обжатием в 20-25 %, а изменение разницы диаметров валков до 5 мм приводят к снижению бросков колебаний крутящего момента до 10 % (рисунок 7).

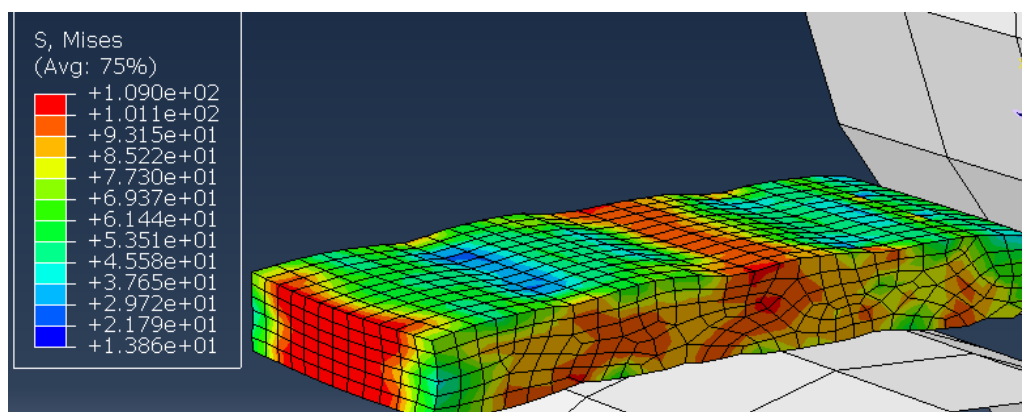


Рисунок 6 - Результат моделирования прокатки

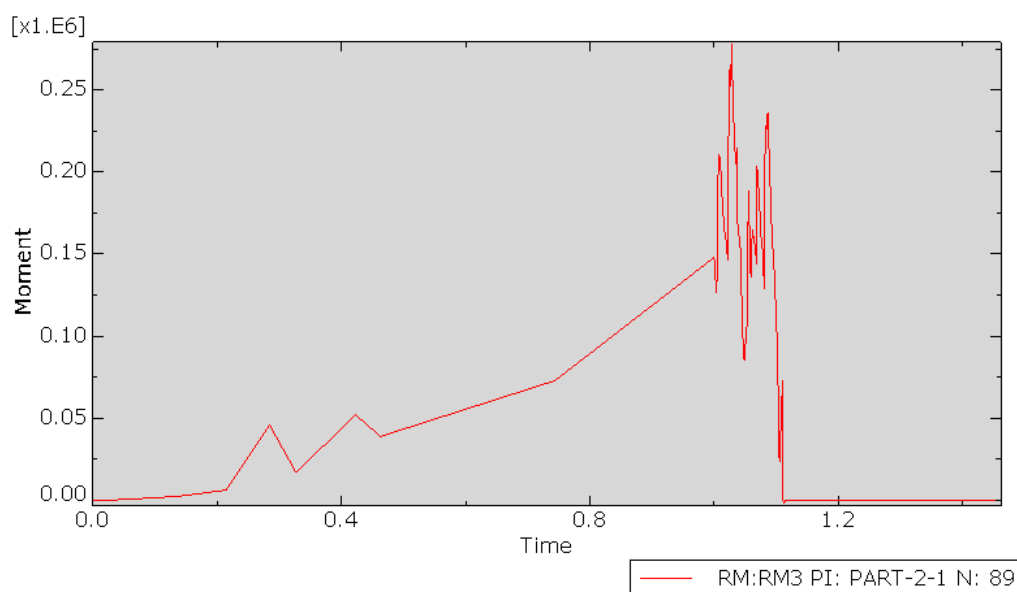


Рисунок 7 - Колебания крутящего момента валка

В заключении можно отметить следующее:

- в ходе дальнейшего моделирования необходимо учитывать силы инерции как полосы, так и момента инерции рабочего и опорного валков;
- необходимы измерения прочности в шейке рабочего валка при максимальных нагрузках. На данный момент измерение проводилось в RP (опорная точка), находящейся в центре инструмента;
- интересной задачей представляется провести моделирование согласования работы двух и более клеток, куда и будут направлены дальнейшие исследования.

Библиографический список

1. Песин, А. М. Асимметричная прокатка листов и лент: история и перспективы развития / А. М. Песин, Д. О. Пустовойтов, О. Д. Бирюкова, А. Е. Кожемякина // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Metallurgy. – 2020. – Т. 20. – № 3. – С. 81-96. – DOI 10.14529/met200309. – EDN VRLGVM.
2. Утяшев, Ф.З. Деформационные методы получения и обработки ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов / Ф.З. Утяшев, Г.И. Рааб; Акад. наук Республики Башкортостан, Отд-ние физ.-мат. и техн. наук. – Уфа: Гилем, 2013. – 375 с.
3. Рааб, Г.И. Перспективы использования методов интенсивной пластической деформации для получения высокопрочных металлических материалов в промышленных масштабах / Г.И. Рааб // Сборник материалов IV международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». – М.: ИМЕТ РАН, 2011. – С. 205–206.
4. Ji, Y.H. Development of Severe Plastic Deformation by Various Asymmetric Rolling Processes / Y.H. Ji, J.J. Park // Materials Science and Engineering: A. – 2009. – Vol. 499, no. 1. – P. 14–17.
5. Ji, Y.H. Finite Element Analysis of Severe Deformation in Mg-3Al-1Zn Sheets through Differential-Speed Rolling with a High Speed Ratio / Y.H. Ji, J.J. Park, W.J. Kim // Materials Science and Engineering: A. – 2007. – Vol. 454. – P. 570–574.
6. Математическое моделирование и сравнительный анализ деформированного состояния металла при асимметричной прокатке и равноканальном угловом прессовании / А.М. Песин, Д.О. Пустовойтов, С.А. Губанов, А.Э. Новоселов // Заготовительные производства в машиностроении. – 2018. – № 4. – С. 175–181.
7. Малыгин, Г.А. Прочность и пластичность нанометаллов с бимодальной зеренной структурой / Г.А. Малыгин // Физика твердого тела. – 2008. – Т. 50. – С. 990–996.
8. Влияние коэффициента скоростной асимметрии на энергосиловые параметры и изгиб полосы / А. А. Кавалек, Х. И. Дыя, К. В. Бахаев, К. С. Горбунов // Черные металлы. – 2021. – № 10. – С. 31-34. – DOI 10.17580/chm.2021.10.05. – EDN LEAPDV.
9. Горбунов, К. С. Асимметричный процесс прокатки / К. С. Горбунов,

К. В. Бахаев // Металлургия XXI столетия глазами молодых: СБОРНИК ДОКЛАДОВ V международной научно-практической конференции молодых ученых и студентов, Донецк, 22 мая 2019 года / Отв. ред. Кочура В.В.. – Донецк: Донецкий национальный технический университет, 2019. – С. 193-196. – EDN KAJXOI.

10. Пустовойтов, Д. О. Моделирование сдвиговых деформаций в предельном случае асимметричной тонколистовой прокатки / Д. О. Пустовойтов, А. М. Песин, А. А. Перехожих, М. К. Свердлик // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2013. – № 1(41). – С. 65-68. – EDN PXFLJL.

11. Крот П.В. Исследование дефекта «ребристость» и высокочастотных колебаний станов холодной прокатки полос // Производство проката. 2002. № 3. С. 21–23.

12. Гризер Ф., Вебер Ф., Павельски О. Влияние микрогеометрии поверхности рабочих валков на качество холоднокатаной стальной полосы // Черные металлы. 1984. № 13. С.11–19.

13. Колпаков С.С., Пименов В.А., Цуканов Ю.А. и др. Исследование вибраций на пятиклетевом стане 2030 // Сталь. 1993. № 1. С. 47–51.

14. Гарбер Э.А., Наумченко В.П., Кожевников А.В. и др. Исследование причин возникновения колебаний в клетях непрерывных прокатных станов // Производство проката. 2003. № 1. С. 10–12.

УДК 669.1

СПОСОБ РАСЧЕТА СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПРОВЕДЕНИИ «МЯГКОГО» ОБЖАТИЯ ДЛЯ КОМПЕНСАЦИИ УСАДКИ НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ С ЦЕЛЬЮ СНИЖЕНИЯ ОСЕВОЙ РЫХЛОСТИ

Кабаков З.К., Габелая Д.И., Чуев А.А.

*Череповецкий государственный университет,
г. Череповец, Россия, zkkabakov@chsu.ru, digabelaia@chsu.ru,
aachuev@chsu.ru*

Аннотация. Авторы предлагают способ расчета оптимальной скорости при «мягком» обжатии непрерывнолитой заготовки с целью повышения структурной и химической однородности слитка, основывающийся на ранее разработанной модели кристаллизации расплава Fe-C. Рассматривается также верификация разработанной математической модели и перспективы ее применения на производстве.

Ключевые слова: непрерывная разливка, усадка, химическая однородность, математическая модель, обжатие.

METHOD FOR CALCULATION OF DEFORMATION RATE WHEN CARRYING OUT "SOFT" COMPRESSION TO COMPENSATE FOR SHRINKAGE OF A CONTINUOUSLY CAST BLANK TO REDUCE AXIAL ROUGHNESS

Kabakov Z.K., Gabelaia D.I., Chuev A.A.

*Cherepovets State University,
Cherepovets, Russia, zkkabakov@chsu.ru , digabelaia@chsu.ru ,
aachuev@chsu.ru*

Abstract. *The authors propose a method for calculating the optimal speed during "soft" reduction of a continuously cast billet in order to increase the structural and chemical uniformity of the ingot, based on a previously developed model of crystallization of the Fe-C melt. The verification of the developed mathematical model and the prospects for its application in production are also considered.*

Keywords: *continuous casting, shrinkage, chemical homogeneity, mathematical model, reduction.*

Введение

Технология «мягкого» обжатия сляба при непрерывной разливке на МНЛЗ в последние десятилетия получила широкое распространение [1-6]. Ее сущность состоит в деформации непрерывнолитой заготовки с незатвердевшей центральной зоной роликками сегментов зоны вторичного охлаждения МНЛЗ на величину, эквивалентную усадке металла при затвердевании центральной зоны. Таким образом, обжатие компенсирует усадку сляба и способствует повышению структурной и химической однородности. Для обеспечения этого металлургического эффекта необходимо разработать теоретическое обоснование технологии «мягкого» обжатия.

Одним из технологических параметров, существенно влияющих на положительный эффект от «мягкого» обжатия, является скорость обжатия. В работе [3] установлено, что слишком маленькая и слишком большая скорости обжатия являются неэффективной вследствие образования V- и Λ-образных ликваций. Авторы данной работы предлагают выдерживать скорость обжатия в интервале 0,78-0,86 мм/мин. Авторы работы [4] исследовали влияние величины обжатия на степень осевой ликвации слябов и выяснили их прямую зависимость. Согласно данным работы, оптимальная величина обжатия сляба размером 210×(1250÷1475) составляет 1,5 мм.

В литературе отсутствует какая-либо расчетная методика определения параметров «мягкого» обжатия, в связи с этим возникла необходимость ее разработки. При разработке способа расчета скорости деформации сляба полагаем, что «мягкое» обжатие проводится для устранения движения при затвердевании жидкого металла в незатвердевшей осевой зоне сляба, которое может возникать в результате следующих усадочных процессов:

- 1) сокращение сечения жидкого ядра при усадке оболочки слитка;

2) уменьшение объема металла при переходе его из жидкого состояния в твердое;

3) усадка жидкого и твердого металла при понижении температуры в двухфазной зоне.

Математическое описание модели

На основании вышесказанного, дефицит жидкого металла можно представить как:

$$D = -g_k + g_{кр} + g_{ж} + g_{т}, \quad (1)$$

где g_k – скорость сокращения сечения жидкой фазы при усадке корки слитка;

$g_{ж}$ – скорость уменьшения объема жидкого металла при усадке в двухфазной зоне;

$g_{кр}$ – скорость уменьшения сечения жидкого ядра при переходе металла из жидкого состояния в твердое;

$g_{т}$ – скорость уменьшения объема твердого металла в двухфазной зоне.

При расчете всех составляющих дефицита D использовали двумерную математическую модель процесса затвердевания и охлаждения сляба [7]. В данной модели затвердевания слитка использована равновесная модель кристаллизации расплава Fe-C [8], для которой температура элемента объема двухфазной зоны связана с концентрацией примеси в жидком остатке формулой линии ликвидуса $T = T^* - \alpha \cdot [C]$, а величина твердой фазы – с температурой элемента объема зависимостью

$$\psi = \frac{1 - \alpha [C_0] / (T^* - T)}{1 - \alpha / \beta}, \quad (2)$$

где $\alpha = \frac{T^* - T_L}{[C_0]}$, $\beta = \frac{T^* - T_S}{[C_0]}$ – углы наклона касательных к линиям ликвидуса и солидуса на диаграмме состояния железо–углерод;

T^* – температура плавления чистого железа;

$[C_0]$ – начальная концентрация углерода в стали.

Скорость изменения температуры в двухфазной зоне с учетом равновесной модели кристаллизации определяется следующим образом:

$$\frac{\partial \psi}{\partial t} = \frac{\partial \psi}{\partial T} \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\alpha [C_0]}{(T^* - T)^2 \cdot \left(1 - \frac{\alpha}{\beta}\right)}. \quad (3)$$

Расчет усадки корки слитка при кристаллизации производился согласно [9]. При расчете корку слитка представляли в виде полого прямоугольника (рисунок 1). Скорость сокращения жидкой фазы оценим для четверти сечения слитка (рисунок 1):

$$g_k = g_y + g_{ш} = \eta_{ш}(B(t) - \varepsilon_{пшг}) + \eta_y(A(t) - \varepsilon_{пуг}), \quad (4)$$

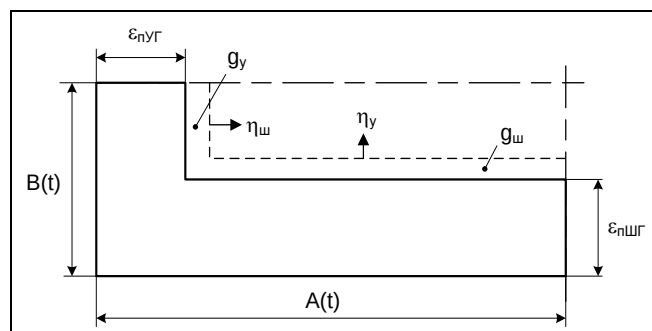


Рисунок 1 - Схема к расчету усадки корки слитка

где g_y и g_x – скорости сокращения сечения жидкой фазы при усадке корки слитка со стороны узкой и широкой граней соответственно;

η_x и η_y – скорости деформации широкой и узкой граней слитка соответственно;

$A(t)$ и $B(t)$ – размеры слитка с учетом усадки в момент времени t ;

$\varepsilon_{плг}$ и $\varepsilon_{плг}$ – толщина корочки по границе питания со стороны узкой и широкой граней. Считаем, что дефицит жидкого металла внутри слитка возникает только за счет затвердевания и охлаждения объемов металла до границы питания, которая соответствует границе двухфазной зоны с долей твердой фазы $\psi_n = 0,7$ [8], а далее объемы жидкого металла замкнуты и их внешняя подпитка расплавом не происходит.

Скорость сокращения сечения жидкого ядра при переходе металла из жидкого состояния в твердое при $0 \leq \psi \leq \psi_n$ ($T_n \leq T \leq T_n$):

$$g_{кр} = \alpha_{кр} \int_0^A \int_0^B \frac{\partial \psi}{\partial t} dx dy, \quad (5)$$

где $\alpha_{кр}$ – коэффициент линейной усадки при переходе из жидкого в твердое.

Скорость уменьшения объема жидкого металла при усадке в двухфазной зоне и в области перегретого металла ($0 \leq \psi \leq \psi_n$) определим по формуле:

$$g_{ж} = \alpha_{ж} \int_0^A \int_0^B (1 - \psi) \frac{\partial T}{\partial t} dx dy, \quad (6)$$

где $\alpha_{ж}$ – коэффициент объемной усадки жидкого металла.

Скорость уменьшения объема твердого металла в двухфазной зоне:

$$g_{т} = \alpha_{т} \int_0^A \int_0^B \psi \frac{\partial T}{\partial t} dx dy, \quad (7)$$

где $\alpha_{т}$ – коэффициент объемной усадки твердого металла.

Допустим, что при обжатии корки со стороны широких граней сляба происходит ее перемещение без деформации. При этом корка со стороны узких граней сляба утолщается (рис. 2). Обозначим скорость обжатия широких граней ω (м/с). Известно, что утолщение корки со стороны узких граней зависит от коэффициента поперечного сжатия стали:

$$\varepsilon_{\text{поп}} = \mu \varepsilon_{\text{пр}}, \quad (8)$$

где $\varepsilon_{\text{пр}}$ и $\varepsilon_{\text{поп}}$ – продольная и поперечная деформации соответственно.

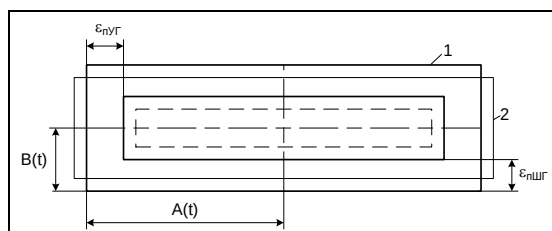


Рисунок 2 - Схема к расчету уменьшения сечения жидкого ядра при обжатии плоского слитка со стороны широких граней:

1 – сечение сляба до обжатия; 2 – после обжатия

Тогда скорость сокращения жидкого сечения со стороны узкой и широкой граней можно определить как:

$$g_y = (B(t) - \varepsilon_{\text{пшг}}) \frac{\mu}{2} \omega, \quad (9)$$

$$g_{\text{ш}} = (A(t) - \varepsilon_{\text{пуГ}}) \omega, \quad (10)$$

Тогда приход металла в жидкое сечение за счет обжатия составит:

$$\Pi = g_y + g_{\text{ш}} = \omega \left[A(t) - \varepsilon_{\text{пуГ}} + \frac{\mu}{2} (B(t) - \varepsilon_{\text{пшг}}) \right]. \quad (11)$$

Приравняв величины Д и П, можно найти скорость обжатия, устраняющую дефицит металла:

$$\omega = \frac{g_{\text{кр}} + g_{\text{ж}} + g_{\text{т}} - g_{\text{к}}}{A(t) - \varepsilon_{\text{пуГ}} + \frac{\mu}{2} (B(t) - \varepsilon_{\text{пшг}})}; \quad (12)$$

$$\omega = \left[\alpha_{\text{ж}} \int_0^A \int_0^B (1 - \psi) \frac{\partial T}{\partial t} dx dy + \alpha_{\text{кр}} \int_0^A \int_0^B \frac{\partial \psi}{\partial t} dx dy + \alpha_{\text{т}} \int_0^A \int_0^B \psi \frac{\partial T}{\partial t} dx dy - \right. \\ \left. - \eta_{\text{ш}} \cdot (B(t) - \varepsilon_{\text{пшг}}) - \eta_y \cdot (A(t) - \varepsilon_{\text{пуГ}}) \right] / \left[A(t) - \varepsilon_{\text{пуГ}} + \frac{\mu}{2} (B(t) - \varepsilon_{\text{пшг}}) \right].$$

Все интегралы в выражении для определения ω представлены в конечно-разностном виде. Величина $\frac{\partial T}{\partial t}$ также определяется при конечно-разностном решении задачи затвердевания и охлаждения слитка, составляющего основу математической модели [7]. Модель после такой доработки позволяет определить расположение и длину участка обжатия на технологической линии МНЛЗ и скорость обжатия по длине участка.

Верификация модели

Выполнили моделирование затвердевания и охлаждения слябов толщиной 200, 250 и 300 мм и шириной 1710 мм из стали 3сп, отливаемых на слябовой МНЛЗ криволинейного типа при скорости литья 0.8 м/мин. Результаты моделирования представлены на рис. 3 в виде зависимости средней расчетной скорости обжатия на участке обжатия от толщины отливаемого сляба.

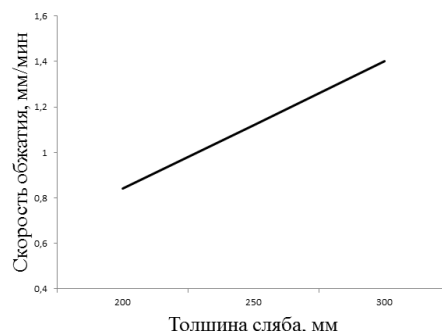


Рисунок 3 - Зависимость средней расчетной скорости обжатия на участке обжатия от толщины отливаемого слэба

Как видно на рисунке 3, полученная в результате зависимость скорости обжатия от толщины обжимаемого слэба в изученном диапазоне, носит практически линейный характер. При этом значение скорости обжатия для слэба толщиной 200 мм составило 0,84 мм/мин и находится в оптимальном интервале скоростей 0,78–0,86 мм/мин, полученным экспериментально в работе [3].

Выводы:

1. Разработан способ расчета оптимальной скорости для проведения «мягкого» обжатия слэба на МНЛЗ.
2. Зависимость скорости обжатия от толщины слэба, построенная для толщин 200 мм, 250 мм и 300 мм является практически линейной.
3. После комплексной верификации разработанного способа в реальных условиях разливки стали представляется возможным рекомендовать использовать его в АСУ ТП управления МНЛЗ для повышения качества осевой структурной и химической однородности слэбов.

Библиографический список

1. Tate M., Masui A., Koinori S., Ishiguro M., Murakami K., Miyahara S. Improvement of Internal Quality of Continuously Cast Slab. – NKK Technical Report. Overseas № 36. – 1982. – P. 65–77.
2. Izutani M., Soejima T., Saito T., Kobayashi J., Ayata K. Improvement of CC Slab Center Segregation. – Concast Technology, Zurich. – № 12. – 1988.
3. Harste K., Klingbeil J., Schmitz W., Weyer A., Hartmann R. Construction of a New Vertical Caster at Dillinger Huttenwerke // MPT International. – 1988. – P. 112–122.
4. Jauhola M., Haapala M. The Latest Results of Dynamic Soft Reduction in Slab CC – Machine // 2000 Steelmaking Conference Proceedings. – P. 201–206.
5. Мошкун В. В., Столяров А. М. Сущность метода мягкого обжатия слэбовой непрерывно-литой заготовки // ТиТМП. 2012. №12, с. 59-65.
6. В.А. Маточкин, А.Б. Стеблов, А.В. Оленченко. Идея мягкого обжатия как способ управления усадочными и ликвационными процессами при затвердевании непрерывнолитых заготовок // Литье и металлургия. 2003. №1, с. 37-40.
7. Кабаков З.К., Габелая Д.И. Математическая модель затвердевания и охлаждения непрерывного слитка прямоугольного сечения // Повышение

эффективности теплообменных процессов и систем: Материалы II международной научно-технической конференции. – Вологда: ВоГТУ. – 2000. – С. 131–133.

8. Борисов В.Т. Теория двухфазной зоны металлического слитка. – М.: Металлургия, 1987. – 224 с.

9. Габелая Д.И., Кабаков З.К., Грибкова Ю.В. Математические модели и совершенствование технологии непрерывной разливки стали: Моногр. – Череповец: ЧГУ, 2016. – 184 с.

621.771.237:025

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДРЕССИРОВКИ ШИРОКИХ ГОРЯЧЕКАТАНЫХ ТРАВЛЕННЫХ ПОЛОС

Антонов П.В.¹, Парфенов Н.С.^{1,2}, Болобанова Н.Л.^{2,3}, Тимофеева М.А.²

¹ *ПАО «Северсталь», Череповец, Россия*

² *Череповецкий государственный университет,
г. Череповец, Россия, nlbolobanova@chsu.ru*

³ *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
г. Москва, Россия*

***Аннотация.** Представлены результаты исследования процесса дрессировки широких горячекатаных травленных полос, реализуемого в условиях нового непрерывно-травильного агрегата № 4 ПАО «Северсталь». Показано, что применяемые технологические воздействия в процессе дрессировки горячекатаных травленных полос улучшают уровень их качественных характеристик, влияющих на штампуемость, геометрические показатели, группу отделки и шероховатость поверхности.*

***Ключевые слова:** горячекатаная травленная дрессированная полоса, непрерывный травильный агрегат, дрессировка, горячая прокатка.*

INVESTIGATION OF THE PROCESS OF TRAINING WIDE HOT-ROLLED ETCHED STRIPS

Antonov P.V.¹, Parfenov N.S.^{1,2}, Bolobanova N.L.^{2,3}, Timofeeva M.A.²

¹ *PAO Severstal, Cherepovets, Russia*

² *Cherepovets State University, Cherepovets, Russia, nlbolobanova@chsu.ru*

³ *Institute of Metallurgy and Materials Science A.A. Baikov
of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia*

***Abstract.** The results of the study of the pinch-pass rolling of wide hot-rolled pickled strips implemented in the conditions of the new continuous pickling unit of PAO Severstal are presented. It is shown that the applied technological influences in the process of pinch-pass hot-rolled pickled strips improve the level of*

their qualitative characteristics, affecting the stampability, geometric parameters, finishing group and surface roughness.

Keywords: *hot-rolled pickled strip, continuous pickling unit, pinch-pass rolling, hot rolling.*

В 2021 году на ПАО «Северсталь» был введен в действие непрерывно-травильный агрегат № 4, позволяющий выпускать высококачественный горячекатаный травленый металлопрокат шириной до 1850 мм. Отличительной особенностью агрегата является возможность после травления осуществлять дрессировку полос. Дрессировочная клеть кварто обеспечивает относительное удлинение полосы до 6 %. Клеть оснащена системой гидравлического изгиба рабочих валков и размещена между двумя натяжными устройствами. При дрессировке на валки со стороны входа в клеть подается раствор воды и моющего средства с концентрацией до 5 %. На выходе из клетки установлены воздушные ножи для обдувки полосы. После дрессировки осуществляется обрезка кромок полос.

Для освоения возможностей нового оборудования непрерывно-травильного агрегата № 4 проводится комплекс исследований новой технологии производства широкой горячекатаной травленой дрессированной полосы повышенного качества, как готовой продукции.

Наиболее перспективным в этом направлении является замещение холоднокатаного листового проката из низкоуглеродистой качественной стали толщиной 1,2 – 3,0 мм не только общего назначения, но и для холодной штамповки, например по ГОСТ 9045 [1-3]. Для исследования была выбрана горячекатаная полоса толщиной 2,5 мм шириной 1850 мм из марки стали 08пс. Предварительное опробование процесса дрессировки показало, что для исключения обрывности полос обжатия не должны превышать 2 %, величина заднего удельного натяжения составляет 21 – 22 % от предела текучести полосы, а переднего – 19 – 20 %. Химическая композиция марки стали 08пс, представленная в таблице 1, гарантированно обеспечивала получение согласно ГОСТ 9045 предела прочности полосы после горячей прокатки не менее 250 МПа и относительного удлинения не менее 30 %. Температура конца прокатки на непрерывном широкополосном стане 2000 составляла 860 °С, смотки – 560 °С. Отбор проб для определения механических свойств опытной партии производства производился на расстоянии 5 м от заднего конца рулона после горячей прокатки и после дрессировки. Все испытания образцов осуществлялись на основе стандартных методик.

Таблица 1 - Химический состав исследуемой марки стали 08пс

Массовая доля химических элементов, %									
C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	Nb
0,04	0,01	0,15	0,008	0,009	0,03	0,01	0,01	0,037	0,005

Скорость травления полосы составила 360 м/мин. Технологические параметры дрессировки трех рулонов из марки стали 08пс, толщиной 2,5 мм и

шириной 1850 мм и показатели механических свойств опытных полос с измеренной шероховатостью поверхности после дрессировки приведены в таблице 2. Диаметр бочки рабочих валков равен 400 мм, шероховатость поверхности бочки R_a составляла 2 мкм. После дрессировки выполнялась обрезка кромок полосы по 25 мм с каждой стороны.

Таблица 2 - Технологические параметры процесса дрессировки и механические свойства и шероховатость поверхности после дрессировки полос из марки стали 08пс

№ рулона	v , м/с	ε , %	σ_0 , МПа	σ_1 , МПа	P , МН	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	R_{ap} , мкм
1	7,5	1,6	41,3	44,0	1,5	228	361	34	1,28
2			43,5	44,9	1,7	227	351		1,46
3			42,2	44,2	1,8	231	362		1,19

Примечание: v – скорость дрессировки; ε – относительное обжатие; σ_0 и σ_1 – заднее и переднее удельные натяжения; P – усилие дрессировки; σ_T – предел текучести; σ_B – предел прочности; δ – относительное удлинение; R_{ap} – шероховатость поверхности полосы.

Анализ полученных результатов показал, что режимы дрессировки обеспечили снижение отношения предела текучести к пределу прочности до 0,63-0,65. После горячей прокатки это отношение составляло 0,7-0,72. Снижение значения отношения, как отмечается в работе [4], позволяет увеличивать область пластической деформации металла в основном за счет снижения доли упругой деформации, что наряду с высоким значением относительного удлинения $\delta_4 = 34$ % повышает способность металла к глубокой вытяжке. При этом был получен прокат высокой отделки поверхности (рисунок 1). Полосы характеризовались матовой поверхностью с однородной шероховатостью, не превышающей 1,6 мкм. На прокат был нанесен с обеих сторон равномерный слой смазки, предохраняющий от коррозии. По отклонению от плоскостности горячекатаные травленные дрессированные полосы соответствовали категории высокой точности.



Рисунок 1 - Рулоны горячекатаных травленных дрессированных полос

Дополнительно была исследована анизотропия свойств и выполнена оценка микроструктуры проката. Результаты показали незначительное влияние анизотропии на свойства в различных направлениях от оси прокатки. Наименьшая величина относительного удлинения наблюдалась в диагональном направлении относительно оси прокатки. Все образцы характеризовались феррито-перлитной структурой с полным отсутствием полосчатости, имели равноосное зерно феррита 7-8 балла.

По результатам выполненного исследования была произведена и отправлена на АО «АВТОВАЗ» опытная партия (74 тонны) горячекатаной травленой дрессированной полосы размером 2,5x1800 мм с требуемыми механическими свойствами, качественными геометрическими показателями и характеристиками поверхности для изготовления внутренних деталей автомобиля. На рисунке 2 представлено полученное из нее отштампованное изделие.



Рисунок 2 - Внешний вид отштампованной детали, полученной из произведенного на НТА-4 горячекатаного травленого дрессированного металла

Исследование производства толстолистового горячекатаного травленого дрессированного проката, предназначенного для холодной штамповки, было выполнено для нелегированной конструкционной качественной стали S355MC толщиной 6,0 мм и шириной 945 мм. Скорость травления полосы составила 300 м/мин. Процесс дрессировки трех полос характеризовался относительным обжатием 1,7 – 1,9 % с задним удельным натяжением 14 % от предела текучести и передним – 13 %. Механические свойства полос с измеренной шероховатостью поверхности после дрессировки трех рулонов приведены в табл. 3. Видно, в сравнении с таблицей 2, что с ростом категории прочности снижается интенсивность упрочнения материала. В этом случае предел текучести полосы после дрессировки увеличился на 9 – 11 %, предел прочности – до 6 %. Тогда, как при дрессировке тонкого сортамента эти показатели составляли 14 – 15 % и 23 – 25 % соответственно. Полученные значения временного сопротивления и удлинения, а также значения твердости по Бринеллю дрессированных травленых полос, не превысившие 135 НВ,

соответствовали предъявляемым требованиям, и полученная опытная партия 60 т была отправлена потребителю на машиностроительное предприятие.

Таблица 3 - Технологические параметры процесса дрессировки и механические свойства и шероховатость поверхности после дрессировки полос размером 6х945 мм из марки стали S355MC

№ ру- лона	v, м/с	ε, %	σ ₀ , МПа	σ ₁ , МПа	P, МН	σ _т , МПа	σ _в , МПа	δ, %	R _{ап} , мкм
1	5,0	1,7	48,5	52,2	2,25	390	450	23	1,33
2		1,7	48,7	51,0	2,50	394	455		1,47
3		1,9	50,1	51,7	2,35	410	460		1,28
Примечание: v – скорость дрессировки; ε – относительное обжатие; σ ₀ и σ ₁ – заднее и переднее удельные натяжения; P – усилие дрессировки; σ _т – предел текучести; σ _в – предел прочности; δ – относительное удлинение; R _{ап} – шероховатость поверхности полосы.									

Вывод

Комплекс выполненных исследований по освоению нового оборудования непрерывно-травильного агрегата № 4 и реализации процесса дрессировки после травления показал возможность существенного повышения качества горячекатаного листового проката. Промышленное опробование подтвердило достижимость трансформации механических свойств, отделки поверхности холоднокатаной листовой продукции на горячекатаные травленные дрессированные полосы, предназначенные для холодной штамповки деталей машин и механизмов, а также показало большой потенциал по дальнейшему расширению сортамента выпускаемой конкурентоспособной высокорентабельной металлопродукции.

Библиографический список

1. Бобих П., Борси Р., Ротти М. Тенденции развития технологии и оборудования для производства высококачественной полосовой стали // Труды III конгресса прокатчиков. М.: Черметинформация, 1999. С. 55–58.
2. Румянцев М.И., Шубин И.Г., Исмагилов Р.А. Производство горячекатаного листового проката для замещения холоднокатаного аналогичного назначения: монография. Магнитогорск: ФГБУ ВПО МГТУ, 2012. 217 с.
3. Голубчик Э.М., Медведева Е.М., Телегин В.Е. Исследование возможностей инновационной технологии изготовления стальной горячекатаной дрессированной ленты // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2019. Т. 75. № 2. С. 214–221.
4. Журавлев В.Н., Николаева О.И. Машиностроительные стали. Справочник. 3-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1981. 391 с.

ОСОБЕННОСТИ ПОСТРОЕНИЯ ТАКТОВОЙ МОДЕЛИ РАБОТЫ УНИВЕРСАЛЬНОГО РЕЛЬСОБАЛОЧНОГО СТАНА

Головатенко А.В.², Фастыковский А.Р.¹, Мусатова А.И.¹

¹*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, musatova-ai@yandex.ru*

²*АО «ЕВРАЗ ЗСМК», г. Новокузнецк, Россия*

Аннотация. Проведены исследования организации производственного процесса универсального рельсобалочного стана, изучены схемы прокатки рельсов Р65. Рассмотрены технологические маршруты, схемы прокатки рельсов Р65, взаимосвязи работы оборудования по группам клетей. Предложены тактовые модели работы прокатных клетей с целью определения единого такта прокатного стана по критерию минимальных затрат времени. Разработанные модели необходимы для обоснования часовой производительности универсального рельсобалочного стана и рационального планирования объема производства.

Ключевые слова тактовая модель, универсальный рельсобалочный стан.

FEATURES OF CLOCK MODEL BUILDING IN UNIVERSAL WORK RAIL-ROLLING MILL

Golovatenko A.V.², Fastykovskii A.R.¹, Musatova A.I.¹

¹*Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, musatova-ai@yandex.ru*

²*EVRAZ ZSMK JSC, Novokuznetsk, Russia*

Annotation. Studies of the organization of the production process of a universal rail-rolling mill have been carried out, the schemes of rolling rails P65 have been studied. Technological routes, schemes of rolling rails P65, interrelations of equipment operation by groups of stands are considered. Clock models of rolling stands operation are proposed in order to determine a single cycle of a rolling mill according to the criterion of minimum time spent. The developed models are necessary to substantiate the hourly productivity of a universal rail-rolling mill and rational planning of production volume.

Keywords clock model, universal rail-block mill.

В связи с повышенными требованиями мировых стандартов при железнодорожных перевозках в транспортной системе в последние годы в российской металлургии на ряде предприятий проведена коренная реконструкция рельсопрокатного производства и введены в эксплуатацию современные универсальные станы, которые предназначены для производства длинно-

мерных (до 100 м) дифференцированно закаленных железнодорожных рельсов, (спрос на которые возрос до 80–85% от всего сортамента). При производстве рельсов на универсальных рельсобалочных станах применяются современные энергосберегающие технологии [1-2].

В исследуемом рельсобалочном цехе (рисунок 1) непрерывно-литые заготовки поступают из электросталеплавильного цеха на склад, откуда подаются в методическую печь с шагающими балками, где нагреваются до необходимой температуры и далее подаются по рольгангу на участок прокатки, состоящий из последовательно расположенных шести клеток [3].

После раскат передается по рольгангу либо к дисковым пилам горячей резки для раскроя его на мерные длины (в зависимости от сортамента и заказов потребителей), либо к чистовой прокатной клетке.

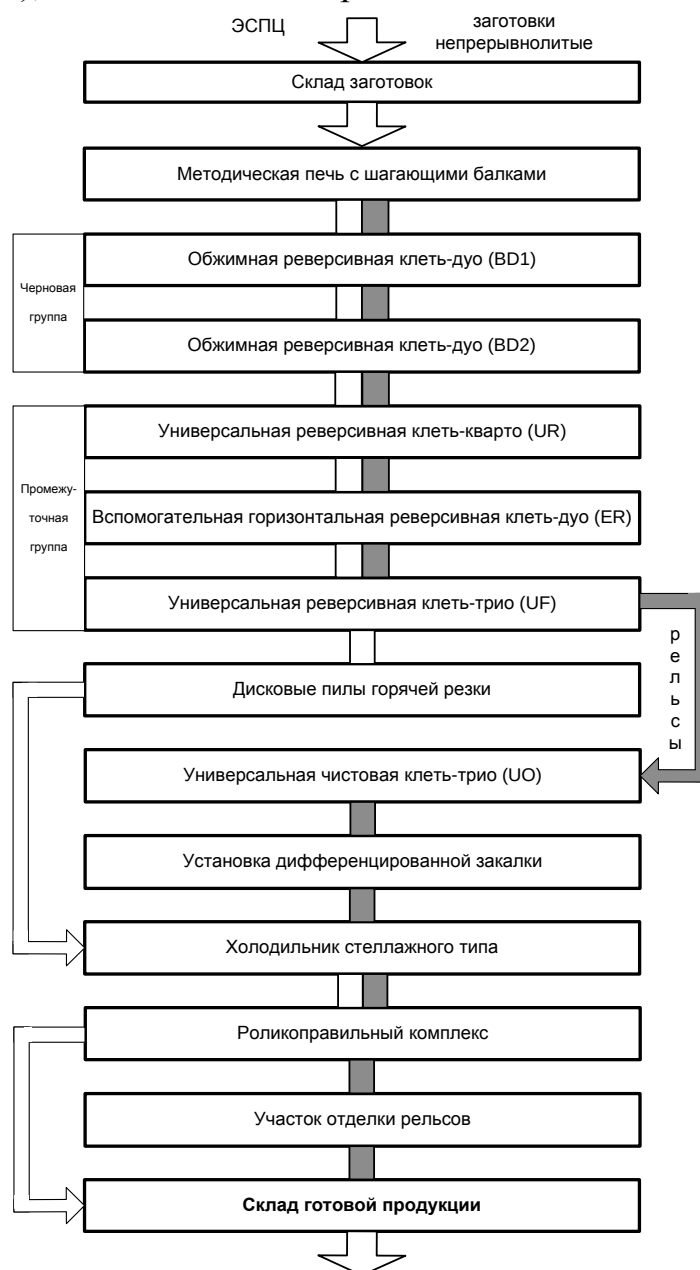


Рисунок 1 – Схема технологических маршрутов универсального рельсобалочного стана

Рельсы транспортируются на участок дифференцированной закалки для обеспечения требуемых физико-механических свойств, затем охлаждаются на холодильнике и подаются к роlikоправильной машине для правки их в вертикальной и горизонтальной плоскостях.

Далее рельсы поступают на участок отделки, где подвергаются контролю на наличие внутренних дефектов в установке неразрушающего ультразвукового контроля и окончательно обрабатываются на станках (фрезерование, торцевая обработка, сверление отверстий для крепления). После этого рельсы передаются на склад готовой продукции для отгрузки потребителям.

Универсальный рельсобалочный стан является ведущим в РФ производителем железнодорожных рельсов и абсолютным монополистом по производству рельсов для трамвайных путей и линий метрополитенов [4, 5].

Модель такта работы участка прокатки

Участок прокатки состоит из трех технологических линий (групп клеток), представленный на рисунке 2.

Черновая группа клеток:

- обжимная двухвалковая реверсивная клетка *BD1*, в которой исходная заготовка прямоугольного сечения прокатывается в валках за 7 пропусков;
- обжимная двухвалковая реверсивная клетка *BD2*, в которой раскат прокатывается в валках за 3–5 пропусков.

Промежуточная группа клеток, расположенных последовательно со смещением от линии прокатки, в которых раскат прокатывается в валках за 3 пропусков:

- универсальная четырехвалковая реверсивная клетка *UR*;
- вспомогательная (эджерная) двухвалковая клетка *ER*;
- универсальная трехвалковая реверсивная клетка *UF*.

Чистовая группа состоит из универсальной четырехвалковой клетки *UO*, отдельно расположенной (только для прокатки рельсов).

При моделировании работы участка прокатки учитывались технические и технологические особенности функционирования черновой и промежуточной групп клеток.

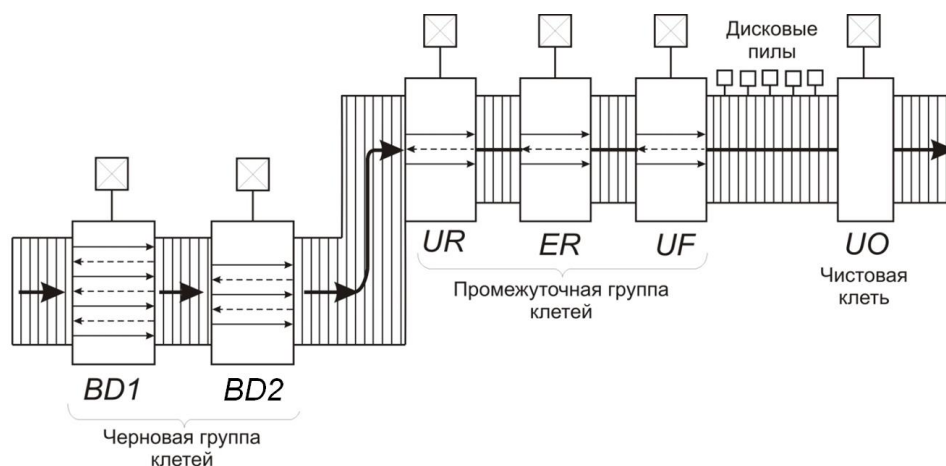


Рисунок 2 – Расположение оборудования на участке прокатки

Нагретые заготовки поочередно транспортируются по рольгангу от методической печи к обжимной реверсивной клетки *BD1*, где прокатываются в валках за нечетное количество пропусков и по рольгангу передаются ко второй обжимной реверсивной клетки *BD2*, где происходит дальнейшая прокатка раската в валках за нечетное, но меньшее количество пропусков (рисунок 3).

После прокатки в черновой группе клеток раскат подается по рольгангу от клетки *BD2* на шлепперное устройство, по которому осуществляется его передача к непрерывной промежуточной группе клеток (рисунок 2), где процесс прокатки проводится последовательно в трех клетях в реверсивном режиме за три пропуска.

Раскат сначала прокатывается в первой клетке *UR*, потом во второй клетке *ER* и в третьей клетке *UF* (или просто проходит без обработки в соответствии с калибровкой профиля). Затем в обратном направлении начинается прокатка раската второго пропуска в клетях $UF \rightarrow ER \rightarrow UR$ (или проходит без обработки две клетки *UR* и *ER*). Далее прокатка третьего пропуска продолжается последовательно во всех клетях $UR \rightarrow ER \rightarrow UF$.

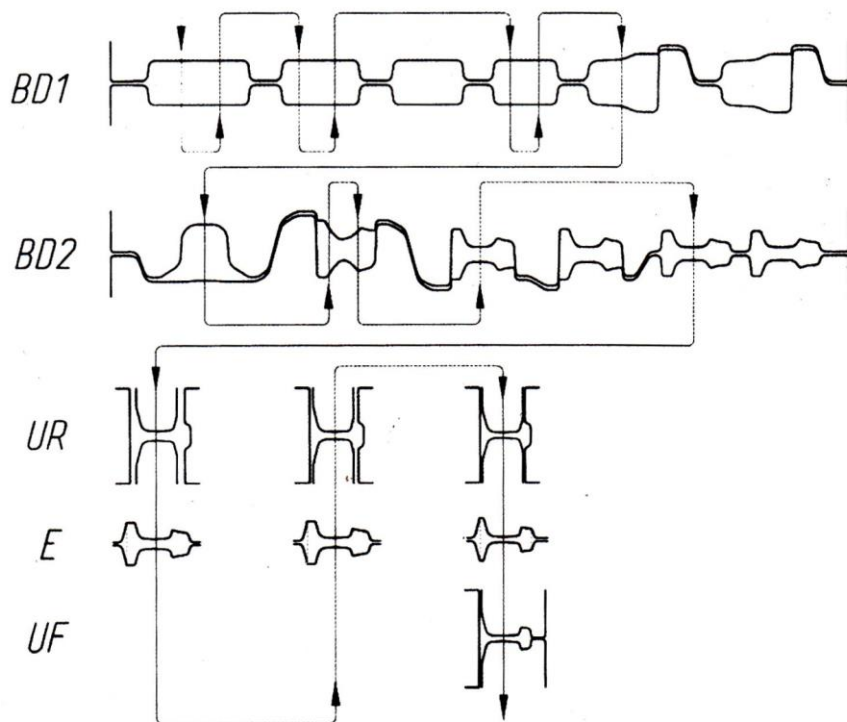


Рисунок 3 – Схема прокатки рельсов Р65 на универсальном рельсобалочном стане

Особенностью процесса прокатки раската в непрерывной группе является выполнение закона постоянства секундных объемов по клетям.

Такт работы участка прокатки выбирается из тактовых моделей работы прокатных клеток по критерию максимальных затрат времени [6-7]:

$$T_n^y = \max \{T_{i.1}; T_{i.2}; T_{i.3}\}, \text{ с}, \quad (1)$$

где $T_{i.1}$, $T_{i.2}$, $T_{i.3}$ – такты работы черновой, промежуточной и чистовой

групп клеток.

Такт работы черновой группы клеток определяется из условия

$$T_{i.1} = \max \left\{ T_{i.1}^{BD1}; T_{i.1}^{BD2} \right\}. \quad (2)$$

Структура тактовых моделей работы клеток $BD1$ и $BD2$ состоит из следующих элементов:

$$T_{i.1}^{BD1(BD2)} = \tau_0 + \sum_{i=1}^n t_i(i) + \sum_{i=1}^{n-1} t_x(i), \quad (3)$$

где τ_0 – время начальной паузы;

t_i – машинное время прокатки;

$t_x(i)$ – время пауз между пропусками; i – номер пропуска; n – количество пропусков.

При построении тактовой модели работы промежуточной группы клеток учитывалось, что один раскат одновременно обрабатывается в трех последовательно близкорасположенных клетях (UR , ER , UF), где скоростной режим прокатки осуществляется с соблюдением константы калибровки.

Такт работы промежуточной группы клеток определяется из условия (расчеты целесообразно проводить по первой клетке UR):

$$T_{i.2} = T_{i.2}^{UR} = T_{i.2}^{ER} = T_{i.2}^{UF}. \quad (4)$$

Такт работы реверсивной клетки UR включает следующие элементы:

$$T_{i.2}^{UR} = \tau_0 + \sum_{i=1}^3 t_i(i) + t_x(i). \quad (5)$$

В исследуемом универсальном рельсобалочном стане в промежуточной группе клеток раскат прокатывается за три пропуска, что соответствует одной паузе между пропусками.

Такт работы в чистовой трехвалковой клетке UO определяется по формуле:

$$T_{i.3}^{UO} = \tau_0 + t_i(i). \quad (6)$$

Результаты моделирования технически возможных и нормативных тактов работы участка прокатки определили главную клетку ($BD1$), которая соответствует выбранному такту по сортаменту продукции. Остальные участки (нагрева, порезки, термической обработки, охлаждения, правки и отделки) не сдерживают работу основного участка прокатки.

Преимущества универсального рельсобалочного стана:

- возможность производства железнодорожных рельсов длиной до 100 м;
- повышенная точность формирования рельсовых профилей и их прямолинейность обеспечивается использованием универсальных прокатных клеток, что является важнейшим фактором увеличения скорости движения

железнодорожного транспорта;

– высокая эксплуатационная стойкость рельсов характеризуется их улучшенными механическими свойствами, которые обеспечиваются посредством объемной дифференцированной термической обработкой;

– увеличение производительности стана за счет оптимизации режимов прокатки и высокой степени автоматизированного управления процессом прокатки в клетях.

Библиографический список

1. Фастыковский А.Р. Новая технология прокатки рельсов с использованием неприводных универсальных калибров / А.Р. Фастыковский, В.Н. Перетяtko // Материалы юбилейной рельсовой комиссии. – Новокузнецк: 2002. – С. 120 – 126.

2. Фастыковский А.Р. Неприводные универсальные калибры новое направление в производстве рельсов / А.Р. Фастыковский, В.Н. Перетяtko // Металлург. – 2002. – № 5. – С. 48 – 50.

3. Головатенко А.В. Ввод в эксплуатацию универсального рельсобалочного стана и освоение технологии производства рельсов на современном оборудовании в рельсобалочном цехе АО «ЕВРАЗ ЗСМК» / А.В. Головатенко, К.В. Волков, И.В. Александров, Е.П. Кузнецов // Черная металлургия. – 2014. № 6. – С. 32-38.

4. Головатенко А.В. Развитие технологии прокатки и процессов калибровки железнодорожных рельсов / А.В. Головатенко, К.В. Волков, В.В. Дорофеев, С.В. Степанов // Производство проката. 2014. № 2. – С. 25-39.

5. Головатенко А.В. Исследование энергосиловых параметров прокатки в клетях универсального рельсобалочного стана АО «ЕВРАЗ ЗСМК» с целью совершенствования режимов прокатки / А.В. Головатенко, В.Н. Кадыков, А.А. Уманский // Вестник горно-металлургической секции российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. 2017. Вып. 33. – С. 72-77.

6. Мусатова А.И. Оценивание производительности производственной системы на основе тактового подхода / А.И. Мусатова, В.Н. Кадыков, С.М. Кулаков // Научное обозрение. 2014. № 5. – С. 253-262.

7. Мусатова А.И. Ситуационное моделирование тактов работы и производительности термических печей сталепроволочного цеха / А.И. Мусатова, С.М. Кулаков // Системы автоматизации в образовании, науке и производстве AS2017 : труды XI Всероссийской научно-практической конференции – Новокузнецк : Издательский центр СибГИУ, 2017. – С. 108-114.

ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЕ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ СОРТОВЫХ ПРОФИЛЕЙ ПРОКАТКОЙ

Фастыковский А.Р., Осколкова Т.Н., Вахроломеев В.А.,
Глухов М.И., Прудников А.Н.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, omd@sibsiu.ru*

Аннотация. В статье рассматриваются вопросы снижения энергозатра при производстве сортового проката за счет повышения коэффициента полезного действия основного оборудования. Для этой цели предложено использовать резерв сил трения в очаге деформации при прокатке. Получены зависимости, позволяющие оценить перспективность более полного использования резерва сил трения для формоизменения. Показана энергоэффективность таких решений в условиях действующего производства.

Ключевые слова: сортовой прокат, снижение энергозатрат, резерв сил трения.

ENERGY SAVING IN THE PRODUCTION OF BAR PROFILES ROLLING

Fastykovskii A.R., Oskolkova T.N., Vakhrolomeev V.A.,
Glukhov M.I., Prudnikov A.N.

*Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, omd@sibsiu.ru*

Abstract. The article discusses the issues of reducing energy consumption in the production of long products by increasing the efficiency of the main equipment. For this purpose, it is proposed to use a reserve of friction forces in the deformation center during rolling. Dependences are obtained that allow us to assess the prospects for a more complete use of the reserve of friction forces for shaping. The energy efficiency of such solutions in the conditions of existing production is shown.

Keywords: section steel, reduction of energy consumption, reserve of friction forces.

Россия располагает большим потенциалом энергосбережения. Как показано в Энергетической стратегии России, реализация освоенных на практике организационных и технических мер экономии энергоресурсов, способна уменьшить их современный расход в стране на 40 – 80 %, или на 360 – 430 млн. т. условного топлива в год. Потенциал экономии электроэнергии составляет 220 – 260 млрд. кВт·ч, или 25 – 30 % от современного потребления электроэнергии [1].

Металлургия – одна из наиболее энергоемких отраслей экономики, так как потребляет 90 % добываемого коксующегося угля, 50 % производимой электроэнергии, 25 % добываемого природного газа, что является причиной высокой доли энергетических затрат в себестоимости продукции [2].

В условиях возрастающей конкуренции в отрасли снижение цен на энергоемкую металлопродукцию за счет оптимизации потребления энергетических ресурсов и уменьшения энергетической составляющей издержек себестоимости производства является одним из важнейших факторов, определяющих финансово – экономическое состояние металлургических предприятий и их рыночную позицию.

Особенность процесса прокатки заключается в том, что мощность, необходимая для деформирования, подводится от валков к заготовке посредством сил трения на контакте. Чем полнее используются возможности сил трения для передачи мощности, тем эффективность используемого оборудования (главной линии прокатного стана) выше, а энергозатраты меньше. Однако разные силовые условия в момент захвата металла валками и на установившейся стадии процесса не позволяют в полной мере использовать потенциал сил трения на контактной поверхности для передачи полезной мощности, что снижает коэффициент полезного действия (К.П.Д.) процесса [3]. Имеющийся не используемый резерв сил трения на установившейся стадии процесса прокатки – это тот потенциал, который не востребован при обычном ведении процесса, и его реализация позволит снизить затраты энергии. Как показали проведенные исследования, возможности сил трения при прокатке в гладких валках используются только на 45...55 %, при прокатке в калиброванных – на 35...43 % [4]. Таким образом, используя резерв сил трения для передачи полезной мощности можно практически на треть сократить количество прокатных клетей и тем самым существенно снизить энергозатраты, связанные с эксплуатацией оборудования. Решить данный вопрос можно за счет реализации совмещенных процессов, таких как деформирование в системе приводная – не приводная клеть [5-6], прокатка – разделение с использованием не приводного делительного инструмента [7-9]. Перечисленные процессы основаны на использовании резерва сил трения на установившейся стадии процесса для совершения дополнительной операции обработки не приводными инструментами.

Более полно использовать резерв сил трения можно, установив за прокатной клетью в непосредственной близости не приводные валки, в которых будет деформироваться металл за счет резерва сил трения очага деформации приводной прокатной клетки. Успешное использование предлагаемого подхода возможно при разработке методики количественной оценки повышения эффективности оборудования при использовании резерва сил трения, а также при определении перспективных режимов деформации. Эффективность работы машин и механизмов общепринято оценивать через коэффициент полезного действия (К.П.Д.). Увеличение К.П.Д. снижает непроизводительные затраты энергии, тем самым обеспечивая энергосбережение при произ-

водстве сортовых профилей прокаткой. Для обычного случая прокатки К.П.Д. прокатного оборудования можно найти как отношение мощности, затрачиваемой на формоизменение N_ϕ , к мощности, подводимой валками в очаг деформации N_B .

$$\eta = \frac{N_\phi}{N_B}. \quad (1)$$

Мощность, затрачиваемую на формоизменение, можно определить [10]

$$N_\phi = \sigma_\phi V_{сек} \ln \frac{h_0}{h_1}, \quad (2)$$

где σ_ϕ - фактическое сопротивление деформации;

$V_{сек}$ - секундный смещенный объем;

h_0, h_1 - соответственно высота полосы до деформации и после.

Мощность, подводимую валками в очаг деформации, определим, воспользовавшись уравнением работ, совершаемых в каждой зоне очага деформации [10].

$$dA_B = R^2 d\psi \left(\int_{\gamma_1}^{\alpha} \tau_1 B_1 d\theta - \int_0^{\gamma} \tau_2 B_2 d\theta \right), \quad (3)$$

где dA_B - совершаемая валками работа при повороте на бесконечно малый угол $d\psi$;

R - радиус валков;

B_1, B_2 - ширина прокатываемой полосы в зонах отставания и опережения;

τ_1, τ_2 - касательные напряжения, действующие соответственно в зонах отставания и опережения;

γ_1, γ - углы, характеризующие протяженность зон отставания и опережения при трехзонном очаге деформации;

α - угол захвата.

После соответствующих подстановок, интегрирования, преобразований, допущений что $\tau_1 \approx \tau_2 \approx \mu \sigma_\phi$, $B_1 \approx B_2 \approx B_{cp}$, переходя от работы к мощности, получим:

$$N_B = \frac{n R \mu \sigma_\phi V_{сек} (\alpha - \gamma_1 - \gamma)}{h_1 + R \gamma^2}, \quad (4)$$

где n - число приводных валков;

μ - коэффициент трения на установившейся стадии процесса прокатки.

Подставляя в (1) зависимости (2), (4) после преобразований получим уравнение для определения К.П.Д. оборудования при обычном процессе прокатки:

$$\eta = \frac{(h_1 + R\gamma^2) \cdot \ln \frac{h_0}{h_1}}{nR\mu(\alpha - \gamma_1 - \gamma)}. \quad (5)$$

К.П.Д. оборудования при использовании предлагаемой технологической схемы с дополнительной деформацией в неприводных валках за счет наличия резерва сил трения можно найти по формуле:

$$\eta_{III} = \frac{N_\phi + N_n}{N_B}, \quad (6)$$

где N_n – мощность, затраченная на дополнительную деформацию в неприводных валках (продольное разделение неприводным инструментом).

Рассмотрим процесс прокатки использующий резерва силы трения для дополнительного формоизменения, как прокатку с передним подпором, величина которого зависит от величины резерва сил трения и условий деформации в неприводных валках (продольного разделения неприводным инструментом). Уравнение баланса мощностей для прокатки с передним подпором имеет вид:

$$N_B - N_\phi - N_{тр} - N_n = 0, \quad (7)$$

где $N_{тр}$ – мощность, затрачиваемая на преодоление сил трения в очаге деформации.

Используя исходные уравнения работы [10] после соответствующего решения получим зависимость для определения мощности, затраченной на преодоление сил трения в трех зонном очаге деформации:

$$N_{тр} = \frac{nV_{сек}\mu\sigma_\phi R}{(h_1 + R\gamma^2)} \left[(\alpha - \gamma_1 - \gamma) - (h_1 + R\gamma_1^2) \sqrt{\frac{1}{Rh_1}} \left(\operatorname{arctg} \sqrt{\frac{\Delta h}{h_1}} - \operatorname{arctg} \left(\sqrt{\frac{R}{h_1}} \gamma_1 \right) \right) + (h_1 + R\gamma^2) \sqrt{\frac{1}{Rh_1}} \operatorname{arctg} \left(\sqrt{\frac{R}{h_1}} \gamma \right) \right]. \quad (8)$$

Подставив в (7) зависимости (2), (4), (8), после преобразований получим:

$$N_n = \frac{n\mu\sigma_\phi V_{сек} R}{(h_1 + R\gamma^2)} \left[(h_1 + R\gamma_1^2) \sqrt{\frac{1}{Rh_1}} \left(\operatorname{arctg} \sqrt{\frac{\Delta h}{h_1}} - \operatorname{arctg} \left(\sqrt{\frac{R}{h_1}} \gamma_1 \right) \right) + (h_1 + R\gamma^2) \sqrt{\frac{1}{Rh_1}} \operatorname{arctg} \left(\sqrt{\frac{R}{h_1}} \gamma \right) \right] - \sigma_\phi V_{сек} \ln \frac{h_0}{h_1} \quad (9)$$

Подставив (2), (4), (9) в (6) получим:

$$\eta_{III} = \frac{\sqrt{\frac{1}{Rh_1}} \left[(h_1 + R\gamma_1^2) \left(\operatorname{arctg} \sqrt{\frac{\Delta h}{h_1}} - \operatorname{arctg} \left(\sqrt{\frac{R}{h_1}} \gamma_1 \right) \right) - (h_1 + R\gamma^2) \operatorname{arctg} \left(\sqrt{\frac{R}{h_1}} \gamma \right) \right]}{\alpha - \gamma_1 - \gamma}. \quad (10)$$

Максимального значения К.П.Д. прокатного оборудования возможно добиться при полном использовании резерва сил трения на дополнительное формоизменение, при таких условиях $\gamma_1 = \gamma = 0$. С учетом вышесказанного зависимость (10) примет вид:

$$\eta_{III} = \frac{\sqrt{\frac{h_1}{R}} \operatorname{arctg} \sqrt{\frac{\Delta h}{h_1}}}{\alpha}. \quad (11)$$

Определим энергоэффективность прокатного оборудования при использовании резерва сил трения на дополнительное формоизменение, сравнив К.П.Д. оборудования при обычном процессе прокатки (5) и для рассматриваемого случая (11) с учетом изменения угла захвата и параметра h_0/D . График, полученный в результате расчетов при коэффициенте трения на установившейся стадии процесса прокатки равном 0,3, приведен на рисунке 1: сплошная линия - $h_0/D=0,067$, пунктирная - $h_0/D=0,1$, пунктир с точками - $h_0/D=0,133$. Из рисунка 1 видно, что использование резерва сил трения на дополнительное формоизменение в неприводных валках или при продольном разделении неприводным инструментом увеличивает энергоэффективность прокатного оборудования, оцененного через К.П.Д., причем с увеличением угла захвата и уменьшением параметра h_0/D эффект становится более выраженным. Выбранные пределы параметра h_0/D характерны для прокатки в черновых и промежуточных клетях сортовых станов [11], где наиболее целесообразно использовать формоизменение в системе приводные-неприводные валки. Продольное разделение неприводным инструментом обычно осуществляется в чистовых группах клетей, где отношение h_0/D меньше, следовательно, эффект энергосбережения выше.

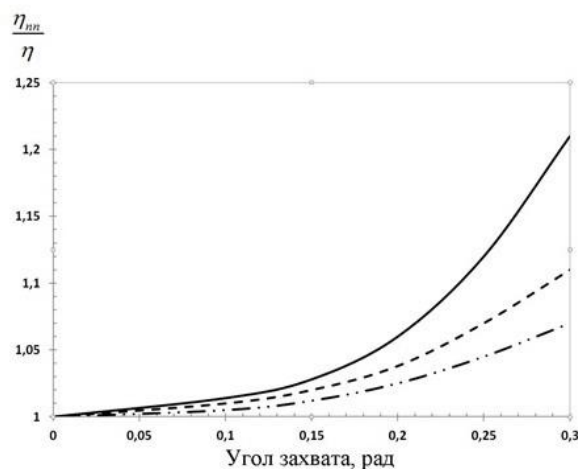


Рисунок 1 - Сравнительный график К.П.Д. прокатного оборудования при использовании резервных сил трения и при работе в обычном режиме в зависимости от угла захвата и параметра h_0/D

Приведенный в работе аналитический материал убедительно доказывает возможность увеличения энергоэффективности прокатного оборудования за счет использования резерва сил трения на дополнительное формоизменение. Предложенная методика оценки К.П.Д. прокатного оборудования позволяет анализировать режимы деформации с точки зрения рациональной загрузки оборудования.

Библиографический список

1. Волкова И.О. Новые направления энергосбережения в металлургии / И.О. Волкова // Металлург. – 2005. – №8. – С. 32 – 36.
2. Дубина О.В. Динамика потребления энергоресурсов в прокатных цехах / О.В. Дубина // Производство проката. – 2003. – №1. – С. 29 – 32.
3. Фастыковский А.Р. Увеличение эффективности прокатного оборудования за счет использования резервных сил трения очага деформации / А.Р. Фастыковский// Известия вузов. Машиностроение. – 2003. - № 6. – С. 59 – 63.
4. Фастыковский А.Р. Оценка возможностей контактных сил трения с целью интенсификации процесса прокатки на установившейся стадии / А.Р. Фастыковский, Д.А. Фастыковский// Производство проката. – 2013. - №7. – С. 9-12.
5. Фастыковский А.Р. Продольная устойчивость полосы при работе системы прокатная клеть – неприводной инструмент / А.Р. Фастыковский// Известия вузов. Черная металлургия. – 2013. - №4 – С. 21 - 24.
6. Фастыковский А.Р. Новые перспективы бескалибровой прокатки / А.Р. Фастыковский, В.Н. Перетяtko// Производство проката. – 2003. - № 6. – С. 18 – 20.
7. Ефимов О.Ю. Освоение технологии прокатки – разделения на непрерывном мелкосортном стане / О.Ю. Ефимов, А.Р. Фастыковский, В.Я. Чинокалов, И.В. Копылов// Сталь. - 2008. - № 4. – С. 50 – 52.
8. Фастыковский А.Р. Опыт применения технологии прокатки-разделения в условиях действующего производства / А.Р. Фастыковский, А.А. Федоров// Производство проката. – 2016. - №12. – С. 3 – 8.
9. Фастыковский А.Р., Теория и практика ресурсосберегающих технологий производства сортового проката на действующих непрерывных станах / А.Р. Фастыковский, А.А. Уманский// Известия вузов. Черная металлургия. – 2015. - №5. – с. 322 – 327.
10. Выдрин В.Н. Динамика прокатных станов. Свердловск. Металлургиздат, 1960.-255 с. с ил.
11. Фастыковский А.Р. Конструкции и расчеты оборудования прокатных клеток сортовых и листовых станов : учебное пособие / А.Р. Фастыковский, А.Н. Савельев; Сиб. гос. индустр н-т. – Новокузнецк, 2008. – 316 с.

**ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ
И ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ ДЛИННОМЕРНЫХ
ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСОВ
ПОСЛЕ ЭКСТРЕМАЛЬНО ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ**

**Кузнецов Р.В.¹, Юрьев А.А.², Шлярова Ю.А.¹, Громов В.Е.¹,
Коновалов С.В.¹, Иванов Ю.Ф.³**

¹*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru*

²*АО «Евраз-объединенный ЗСМК»,*

г. Новокузнецк, Россия, Ant-yurev@yandex.ru

³*Институт сильноточной электроники СО РАН,
г. Томск, Россия, yufi55@mail.ru*

***Аннотация.** Методами просвечивающей электронной микроскопии выполнены исследования структурно-фазовых состояний, дислокационной субструктуры, сформированных в сечении головки на расстояниях 0, 2, 10 мм от поверхности по радиусу скругления выкружки и по центральной оси 100-метровых дифференцированно-закаленных рельсов после экстремально длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж с 2013 г. 1770 млн. тонн брутто).*

***Ключевые слова:** рельсы, длительная эксплуатация, дислокации, структура, фазовый состав.*

**FORMATION OF STRUCTURAL-PHASE STATES AND FINE
STRUCTURE OF LONG-DIMENSIONAL DIFFERENTIALLY
HARDENED RAILS AFTER EXTREMELY LONG OPERATION**

**Kuznetsov R.V.¹, Yuriev A.A.², Shlyarova Yu.A.¹, Gromov V.E.¹,
Konovalov S.V.¹, Ivanov Yu.F.³**

¹*Siberian State Industrial University,*

Novokuznetsk, Russia, gromov@physics.sibsiu.ru

²*JSC 'Evraz-West-Siberian Metallurgical Combine',*

Novokuznetsk, Russia, Ant-yurev@yandex.ru

³*Institute of High-Current Electronics SB RAS,
Tomsk, Russia, yufi55@mail.ru*

***Abstract.** Transmission electron microscopy was used to study the structural-phase states, dislocation substructure formed in the head section at distances of 0, 2, 10 mm from the surface along the fillet rounding radius and along the central axis of 100-meter differentially hardened rails after extremely long operation (missed tonnage since 2013 1770 million gross tons).*

***Keywords:** rails, long-term operation, dislocations, structure, phase composition.*

Введение

В связи с наметившейся в последние годы тенденцией возрастания скоростей и интенсивности железнодорожного транспорта в разряд актуальных задач выходит создание рельсов с высокими эксплуатационными характеристиками. Решение этой проблемы в России осуществляется с 2013 года путем производства длинномерных дифференцированно закаленных рельсов. Совершенствование технологии их производства возможно лишь при глубоком анализе механизмов формирования структуры, фазового состава и свойств и их эволюции при длительной эксплуатации.

Целью является выявление физических механизмов упрочнения и установление закономерностей формирования структуры, фазового состава, дислокационной субструктуры по центральной оси и радиусу скругления выкружки головки длинномерных рельсов после экстремально длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж 1770 млн. тонн).

Материал и методы исследования

Материалом исследования являлись образцы дифференцированно закаленных рельсов категории ДТ350 из стали марки Э76ХФ производства АО «Евраз ЗСМК» после пропущенного тоннажа 1770 млн. т брутто в процессе полигонных испытаний на Экспериментальном кольце АО «Всероссийский научно-исследовательский институт железнодорожного транспорта» (г. Щербинка). Исследование дефектной субструктуры, морфологии фаз и состояния карбидной фазы рельсов осуществляли методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии. Фольги для исследования изготавливали методами электролитического утонения пластинок, вырезанных электроискровым методом на расстоянии 2 мм, 10 мм и вблизи поверхности катания вдоль центральной оси и по рабочей выкружке.

Результаты и их обсуждение

Установлено, что независимо от направления исследований структура рельсов на глубине 10 мм и более после пропущенного тоннажа 1770 млн. тонн представлена зернами перлита преимущественно пластинчатой морфологии. Проведена количественная оценка параметров микроструктуры зерен перлита, проанализированы частотные распределения величины перлитных колоний и межпластинчатого расстояния в них вдоль центральной оси симметрии головки и радиуса скругления рабочей выкружки. Методами ПЭМ проведена классификация структурных состояний зерен перлита: зерна перлита пластинчатого с искривленными пластинами цементита; вырожденный перлит; зерна структурно свободного феррита [1].

Скалярная плотность хаотически распределенных дислокаций вдоль центральной оси составляет $\langle \rho \rangle = 2,9 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, а вдоль радиуса скругления выкружки оси $\langle \rho \rangle = 3,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Выявлено присутствие изгибных контуров экстинкции, свидетельствующих о кривизне кручения фольги, указывающее на существование внутренних полей напряжений. Источниками полей напряжения являются границы раздела пластин цементита и феррита (рис. 1, а), частицы цементита в колониях вырожденного перлита и границы раздела

колоний перлита и перлитных зерен (рисунок 1, б) [2].

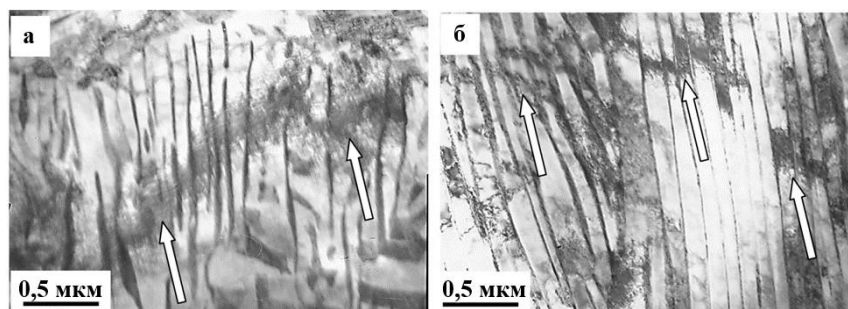
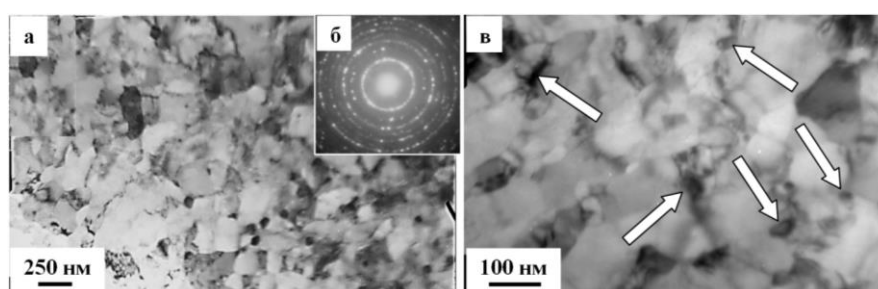


Рисунок 1 – Дефектная субструктура колоний перлита металла.
Стрелками указаны изгибные экстинкционные контуры

Показано, что независимо от направления исследования в слое толщиной не менее 2,0 мм преобразование зерен и колоний пластинчатого перлита протекает следующим образом.

Во-первых, выявляются зерна, сохранившие структуру пластинчатого перлита с фрагментированными пластинами феррита. Во-вторых, наблюдаются колонии перлита, пластины цементита в которых разбиваются на отдельные фрагменты сдвинутые относительно друг друга. В-третьих, наблюдаются колонии перлита, пластины цементита в которых разделены на отдельные частицы карбида Fe округлой формы, декорирующие пластины феррита. Их размеры изменяются в пределах от 10 до 45 нм на поверхности и увеличиваются по мере удаления от поверхности катания на 2 мм до (80÷95) нм и (60÷75) нм соответственно, при измерении по центральной оси и радиусу выкружки. В-четвертых, области материала, имеющие поликристаллическую структуру, характерное изображение которой приведено на рисунке 2.



а, в – светлопольные изображения; б – микроэлектроннограмма;
стрелками на (в) указаны частицы карбидной фазы

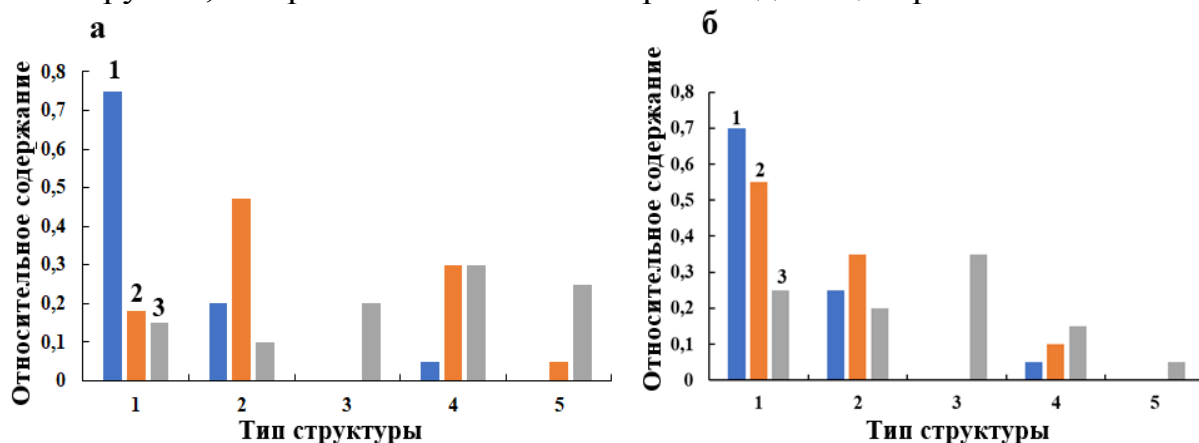
Рисунок 2 – Субмикрокристаллическая структура поверхности
«рабочей выкружки»

Микроэлектроннограмма, полученная с данной структуры, имеет кольцевое строение (рисунок 2, б). Последнее указывает на субмикро- наномасштабный размер кристаллитов. Количественный анализ такой структуры показывает, что размеры кристаллитов изменяются в пределах от 150 нм до 250 нм. Дифракционные кольца сформированы отдельно расположенными точечными рефлексами (рисунок 2, б). Такое строение колец свидетельствует о

большееугловой разориентации кристаллитов, т.е. о формировании именно зеренной структуры. На границах зерен феррита располагаются частицы карбидной фазы (рисунок 2, в, частицы указаны стрелками). Размеры частиц изменяются в пределах от 25 нм до 75 нм. Можно предположить, что данный тип структуры сформировался в результате динамической рекристаллизации стали, имеющей место при циклическом нагружении металла рельс в процессе сверхдлительной эксплуатации [3].

Количественный анализ, выполненный с использованием методов стереологии, позволил выявить относительное содержание указанных выше морфологических разновидностей структуры металла вдоль оси скругления рабочей выкружки. Полученные результаты представлены на рисунке 3.

Сопоставляя результаты, представленные на рисунках 3,а и 3,б можно отметить следующее. Во-первых, преобразование в процессе эксплуатации рельс структуры перлита пластинчатой морфологии относительно центральной оси протекает существенно меньшими темпами по сравнению с изменением структуры относительно радиуса скругления рабочей выкружки. Во-вторых, зеренно-субзеренная структура формируется исключительно в поверхностном слое металла рельс. В-третьих, относительное содержание зеренно-субзеренной структуры в поверхностном слое рабочей выкружки в 5 раз выше, чем в поверхностном слое поверхности катания. В совокупности указанные факты свидетельствуют о существенно более высоком уровне термо-деформационного преобразования металла рельс вдоль радиуса рабочей выкружки, по сравнению с металлом рельс вдоль центральной оси.



1 – относительное содержание типов структуры в слое, расположенном на глубине 10 мм; 2 – в слое, расположенном на глубине 2 мм; 3 – в поверхностном слое. Обозначены следующие типы структуры: 1 – перлит пластинчатой морфологии; 2 – перлит разрушенный; 3 – вырожденный перлит (феррито-карбидная смесь); 4 – зерна перлита, пластины феррита в которых декорированы наноразмерными частицами цементита; 5 – зерна феррита с субмикроструктурной зеренно-субзеренной структурой

Рисунок 3 – Относительное содержание различных типов структуры головки рельсов вдоль радиуса скругления рабочей выкружки (а) и вдоль центральной оси (б)

Эксплуатация рельсов сопровождается деформационным преобразованием структуры перлита, одним из проявлений которого является разрушение и растворение пластин цементита. Выполненные оценки показали, что вне зависимости от направления исследования объемная доля цементита увеличивается от 4,5 % на поверхности до 10,4 % на глубине 10 мм при анализе вдоль центральной оси и от 3,1 % до 9,6 % вдоль радиуса скругления рабочей выкружки, соответственно (таблица 1) [4].

Таблица 1 – Количественные характеристики структуры рельсов после пропуска 1770 млн. тонн брутто

Параметры, средние по анализируемому слою	Поверхность катания			Рабочая выкружка		
	10 мм	2 мм	Поверхность	10 мм	2 мм	Поверхность
$\rho \cdot 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	2,89	3,81	4,43	3,47	3,46	4,23
$\rho_{\pm} \cdot 10^{-10}, \text{см}^{-2}$	1,65	1,92	3,12	1,87	2,70	3,84
Объемная доля Fe_3C	10,4 %	8,2 %	4,5 %	9,6 %	3,6 %	3,1 %
Доля углерода	0,74 %	0,59 %	0,32 %	0,69 %	0,26 %	0,22 %

Согласно литературным данным оценку количества атомов углерода, формирующих карбид железа Fe_3C проводили, используя выражение $\Delta C = \text{Fe}_3\text{C} = 0,07 \Delta V$, где ΔV – объемная доля частиц карбидной фазы.

Выполненные таким образом оценки показывают, что концентрация углерода в слое на глубине 2 мм равна 0,26 % масс., а в поверхностном слое выкружки составляет 0,22 % масс. Для центральной оси симметрии эти значения составляют 0,59 % масс. и 0,32 % масс., соответственно.

Выявленная потеря углерода может быть обусловлена как обезуглероживанием поверхностного слоя металла рельсов в процессе сверхдлительной эксплуатации, так и выходом атомов углерода на дефекты структуры стали – линии дислокаций, границы зерен и субзерен, т.е. реализацией процесса динамического старения стали. Взаимодействие дислокаций с атомами внедрения приводит к закреплению дислокаций, препятствующему их дальнейшему движению, способствуя существенному упрочнению материала, приводя, в конечном итоге, к его охрупчиванию. Факт охрупчивания поверхностного слоя металла проявляется в формировании множественных микро- и макротрещин в головке рельсов.

Заключение

Экстремально длительная эксплуатация длинномерных дифференцированно закаленных рельсов сопровождается значительным преобразованием структурно-фазовых состояний и тонкой субструктуры головки рельсов. Методами просвечивающей электронной микроскопии выявлены количественные закономерности изменения параметров на расстояниях 0, 2, 10 мм от поверхности по радиусу скругления выкружки и по центральной оси.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (проект № 19-32-60001).

Библиографический список

1. Юрьев А.А., Кузнецов Р.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Шлярова Ю.А. Длинномерные рельсы: структура и свойства после сверхдлительной эксплуатации: Монография. – Новокузнецк: Полиграфист, 2022. – 311 с.
2. Кузнецов Р.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Рубанникова Ю.А., Кормышев В.Е., Юрьев А.А., Попова Н.А. Структурно-фазовое состояние и упрочнение рельсов после экстремально длительной эксплуатации // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2021. Т. 18. № 3. С. 328–337.
3. Кузнецов Р.В., Перегудов О.А., Шляров В.В. Перераспределение атомов углерода в рельсах при сверхдлительной эксплуатации // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2022. Т.65. № 2. С. 134–136.
4. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Кузнецов Р.В., Шлярова Ю.А., Юрьев А.А., Кормышев В.Е. Структура рельсов после экстремально длительной эксплуатации // Известия высших учебных заведений. Физика. 2022. № 3. С. 160–165.

УДК 658.511:621.771

СИНТЕЗ КОМПЛЕКСНОЙ НОРМАТИВНОЙ МОДЕЛИ ДЛИТЕЛЬНОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПАРТИИ ПРОКАТНОЙ ПРОДУКЦИИ

Мусатова А.И., Кулаков С.М., Фастыковский А.Р.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия*

***Аннотация:** Для рационального планирования и прогнозирования сроков производства необходимо нормирование продолжительности циклов выпуска продукции. Длительность изготовления партий продукции – основа построения оперативных планов-графиков. Рассматривается задача многовариантного оценивания длительности изготовления партий прокатной продукции с учетом изменяющихся производственных ситуаций. Ситуационное обоснование нормативной длительности производственных циклов на основе разработанной процедуры позволяет руководству цеха выбрать рациональные ситуации и режимы работы оборудования при планировании, прогнозировании и оперативном управлении для эффективной реализации заказов «точно в срок».*

***Ключевые слова:** длительность изготовления партий продукции, такты работы оборудования, ситуационные модели, подсистемы, системы.*

SYNTHESIS OF A COMPLEX NORMATIVE MODEL OF THE DURATION OF MANUFACTURING A BATCH OF ROLLED PRODUCTS

Musatova A.I., Kulakov S.M., Fastykovsky A.R.

Abstract. *For rational planning and forecasting of production terms, it is necessary to normalize the duration of production cycles. The duration of manufacturing batches of products is the basis for constructing operational schedules. The problem of multivariate estimation of the duration of manufacturing batches of rolled products is considered, taking into account changing production situations. The situational substantiation of the standard duration of production cycles based on the developed procedure allows the shop management to choose rational situations and modes of operation of the equipment when planning, forecasting and operational management for the effective implementation of orders "just in time".*

Keywords: *the duration of manufacturing batches of products, cycles of equipment operation, situational models, subsystems, systems.*

Для эффективного управления производственными процессами в цехах металлургических предприятий необходимы научно-обоснованные нормативы длительности производственных операций, процессов и циклов [1-2]. Задачи по разработке таких нормативов решаются не в полном объеме, что в значительной степени связано с недостаточностью методического и математического обеспечения соответствующих информационно-управляющих систем [3]. Особенно остро это ощущается в прокатных цехах, которые являются заключительным этапом металлургического цикла предприятия, где завершается производственный процесс выпуска готовой продукции (проката), что и определяет их важное место в производственной структуре предприятия.

Длительности производственных циклов по своему назначению и области применения предлагается классифицировать для прокатных цехов следующим образом: штучные, которые соответствуют заготовке, пачке заготовок (или штанг), пакету готовой продукции; партионные, соответствующие партии отгрузки продукции (партии заказа); подсистемные и системные (относящиеся к участкам, отделениям и цеху в целом); технически возможные, нормативные, плановые, прогнозные, фактические. Важным фактором, влияющим на длительность производственных циклов являются ситуации, которые различаются количеством работающего оборудования, технологическими режимами и маршрутами материальных потоков. В связи с этим далее применяется термин «ситуационные длительности производственных циклов».

Целью исследования является создание методики ситуационного оценивания длительности производственных циклов изготовления партий готовой продукции, построение их формульных моделей для прокатного производства.

Процедура оценивания ситуационных моделей длительности производственных циклов основана на проведенных исследованиях в прокатных цехах, где выявлены следующие характерные особенности прокатного производства: широкий сортамент продукции; непостоянство структуры производственного процесса; значительная трудоемкость производства отдельных

профилей; высокие скорости и температуры протекания процессов, обуславливающие важность фактора времени; необходимость синхронизации выполнения всех производственных операций; небольшая продолжительность циклов процессов и связанная с этим высокая частота их повторяемости; возможность достижения значительных перекрытий циклов прокатки и на основе этого повышение производительности прокатных станов.

Методика определения длительности производственного цикла разработана на примере сортопрокатного цеха, в состав которого входят склад заготовок, технологическая линия, включающая шесть участков, и склад готовой продукции (рисунок 1).

Исследование функционирования прокатного цеха проводилось в следующем порядке: изучение технологии производства, технических параметров основного и вспомогательного оборудования; анализ технико-экономических показателей; проведение хронометражных и мониторинговых наблюдений за движением металла, работой отдельных агрегатов; декомпозиция производственного процесса на операции, элементы и микро-элементы; изучение влияния человеческого фактора при организации и оперативном управлении производственными процессами; проведение экспертных оценок реальных и возможных производственных ситуаций, возникающих при выполнении заказов (заданий) на продукцию.

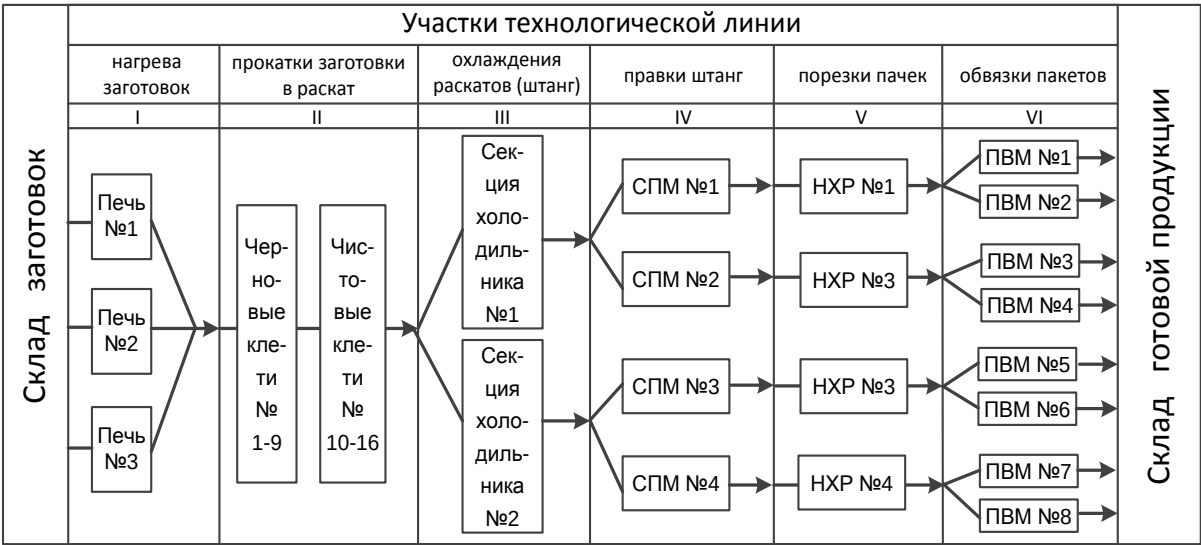


Рисунок 1 - Схема материальных потоков сортопрокатного цеха

Предлагаемая комплексная ситуационная модель длительности производственного цикла изготовления партии готового проката (партии отгрузки) в сортопрокатном цехе (системе) определяется на основе предварительной разработки ситуационных партионных моделей длительности производственных циклов подразделений (подсистем) цеха и последующего выбора такой модели, которая соответствует максимальным затратам времени.

$$D_{\text{ц}}^{\beta^4}(i, \text{sit}) = \max\{D_{\text{сз}}^{\beta^4}(i_0, \text{sit}); D_{\text{мл}}^{\beta^4}(i, \text{sit}); D_{\text{сзн}}^{\beta^4}(i, \text{sit})\}, \tag{1}$$

где $D_{cз}^{\beta 4}(i_0, sit)$, $D_{cзн}^{\beta 4}(i, sit)$ – ситуационная длительность производственных циклов на складах заготовок и готовой продукции;

$D_{мл}^{\beta 4}(i, sit)$ – ситуационная длительность производственного цикла технологической линии;

sit – ситуация в системе;

i, i_0 – профилеразмер готового проката и заготовки соответственно.

В моделях приняты следующие обозначения индексов партий проката: $\beta 4$ – партия отгрузки готового проката (партия заказа); $\beta 3$ – пакет готового проката на выходе технологической линии; $\beta 2$ – пачка штанг, состоящая из нескольких раскатов, поступающих на ножницы холодной резки; $\beta 1$ – пачка заготовок, транспортируемых от склада до нагревательных печей.

При определении длительности производственного цикла важно правильно выбрать единицу продукции, а также границы (фиксажные точки) начала и окончания производственного цикла. Для технологической линии за единицу продукции штучного цикла принят пакет проката ($\beta 3$), при этом началом в данной ситуации является момент загрузки заготовки в нагревательную печь, окончанием – момент завершения операции обвязки пакета готового проката. Для склада заготовок за единицу продукции штучного цикла принята пачка заготовок ($\beta 1$), где началом производственного цикла является момент захвата краном пачки холодных заготовок со стеллажа (или момент поступления горячих заготовок на рольганг от ножниц непрерывно-заготовочного стана обжимного цеха), окончанием цикла – момент поступления заготовок к нагревательной печи. Для склада готовой продукции за единицу штучного цикла принят пакет готового проката ($\beta 3$); началом цикла является момент захвата краном пакета готового проката, окончанием – момент укладки пакета на стеллаж.

Ситуационная математическая модель длительности производственного цикла склада заготовок имеет следующую структуру:

$$D_{cз}^{\beta 4}(i_0, sit) = D_{cз}^{\beta 1}(i_0, \psi_{1,2}) + T_c^{\beta 3}(i, sit)[N_{\beta 4}^*(i) - 1];$$

$$D_{cз}^{\beta 1}(i_0, \psi_{1,2}) = \begin{cases} t_{мп1}(\psi_1); \\ t_{мп2}(\psi_2), \end{cases} \quad (2)$$

где $D_{cз}^1(i_0, \psi_{1,2})$ – длительность штучного производственного цикла склада заготовок;

$t_{мп1}, t_{мп2}$ – суммарная длительность подачи транспортными средствами (краном, рольгангом, транспортером, шлеппером) пачки заготовок от склада до нагревательной печи при режимах подачи заготовок горячих (ψ_1) или холодных (ψ_2);

$T_c^{\beta 3}(i, sit)$ – ситуационный такт работы производственной системы

(цеха) для пакета готового проката.

Ситуационная математическая модель длительности производственного цикла технологической линии, состоящей из шести жесткосвязанных участков нагрева, прокатки, охлаждения, правки, порезки, пакетировки (рисунки 1), определяется формулой:

$$D_{ml}^{\beta 4}(i, sit) = D_{ml}^{\beta 3}(i) + T_c^{\beta 3}(i, sit)[N_{\beta 4}^*(i) - 1]. \quad (3)$$

где $D_{ml}^{\beta 3}(i)$ – длительность штучного производственного цикла технологической линии при изготовлении одного пакета готового проката;

$N_{\beta 4}^*$ – количество пакетов в партии готового проката.

Общая формульная модель $D_{ml}^{\beta 3}(i)$ включает несколько компонентов, которые имеют свою аддитивную внутреннюю структуру:

$$D_{ml}^{\beta 3}(i) = \sum_{a=1}^A t_{mo}(i, a) + \sum_{r=1}^R t_{mp}(i, r) + \sum_{\gamma=1}^{\Gamma} t_{\kappa}(i, \gamma), \quad (4)$$

где $t_{oi}(i, a)$, $t_{od}(i, r)$, $t_{\kappa}(i, \gamma)$ – длительность операций: технологических, транспортных, контрольных;

a, r, γ – номера операций.

Первая составляющая формулы (4) содержит следующие элементы:

$$\sum_{a=1}^{A=6} t_{mo}(i, a, \psi_{1-4}) = t_{o1}(i, \psi_{1,2}) + t_{o2}(i) + t_{o3}(i, \psi_{3,4}) + t_{o4}(i) + t_{o5}(i) + t_{o6}(i); \quad (5)$$

$$t_{o1}(i, \psi_{1,2}) = \begin{cases} t_{o1}(\psi_1); \\ t_{o1}(\psi_2); \end{cases} \quad t_{o3}(i, \psi_{3,4}) = \begin{cases} t_{o3}(\psi_3); \\ t_{o3}(\psi_4); \end{cases}$$

где $t_{o1}(i, \psi_{1,2})$ – технологическое время нагрева заготовки в методической печи; горячий режим (ψ_1) или холодный (ψ_2);

$t_{o3}(i, \psi_{3,4})$ – технологическое время охлаждения раската на секции холодильника для разных способов укладки штанг (ψ_3) или (ψ_4);

$t_{o2}(i)$, $t_{o4}(i)$, $t_{o5}(i)$, $t_{o6}(i)$ – технологическое время прокатки, правки, порезки, пакетировки соответственно.

Ситуационная математическая модель длительности производственного цикла склада готовой продукции определяется следующим выражением:

$$D_{cgn}^{\beta 4}(i, sit) = D_{kp1}^{\beta 3}(i) + T_c^{\beta 3}(i, sit)[N_{\beta 4}^*(i) - 1] + t_{\phi}^{\beta 4}(i) + t_{kp2}^{\beta 3}(i) \cdot N_{\beta 4}^*, \quad (6)$$

где $D_{kp1}^{\beta 3}(i)$ – длительность штучного производственного цикла (время

подачи пакета готового проката краном от пакетовязальной машины настеллажа склада);

$t_{\phi}^{\beta 4}(i)$ – длительность формирования партии отгрузки (время размещения пакетов партии на площадке, финишного контроля проката, оформления документов для отгрузки);

$t_{kp2}^{\beta 3}(i)$ – длительность погрузки одного пакета готового проката краном в вагон.

Анализ организации функционирования прокатного цеха выявил, что ведущим подразделением является технологическая линия (рисунок 1), где выполняются основные производственные процессы на участках жесткосвязанных между собой (технологически и организационно) единым материальным потоком, от которого в первую очередь зависит результативность работы всей системы. Далее рассматривается процедура детализации моделей длительности штучных (вариантных) производственных циклов технологической линии, а затем модели длительности штучных циклов на складах подготовки заготовок к нагреву и подачи пакета готового проката на стеллаж.

Таким образом, модель длительности штучного производственного цикла сортопрокатного цеха имеет вид:

$$D_{\psi}^{um}(i) = D_{c3}^{\beta 1}(i, \psi_{1,2}) + D_{ml}^{\beta 3}(i, \psi_{1-4}) + D_{kp1}^{\beta 3}(i); \quad (7)$$

Ситуационные длительности производственных циклов изготовления партии готовой продукции в значительной степени зависят от ситуационных тактов работы системы. Предлагаемая методика построения модели ситуационных тактов работы прокатного цеха включает следующие этапы [4]:

- разработка графических моделей с указанием длительности операций, циклов работы оборудования, перекрытия смежных циклов и оценивания тактов;
- определение тактов работы участков с учетом видов и количества используемого оборудования, а также характеристик материальных потоков;
- оценивание ситуационных тактов работы каждой подсистемы на основе тактов участков и возможных сочетаний ситуаций, определяемых количеством параллельно работающего оборудования;
- выбор единых (для каждой ситуации) тактов работы системы по критерию максимальных затрат времени на множестве каскадно соединенных подсистем.

Модель ситуационного такта работы производственной системы (среднесортного цеха) выбирается из ситуационных тактовых моделей соответствующих подсистем (подразделений):

$$T_c^{\beta 3}(i, sit) = \max\{T_{c3}^{\beta 3}(i, \psi_{1,2}, \mu), T_{ml}^{\beta 3}(i, \psi_{3,4}, \delta), T_{cen}^{\beta 3}(i, \sigma)\}, \quad (8)$$

где $T_{c3}^{\beta 3}(i, \psi_{1,2}, \mu)$, $T_{ml}^{\beta 3}(i, \psi_{1,2}, \delta)$, $T_{cen}^{\beta 3}(i, \sigma)$ – ситуационные такты работы по систем (склада заготовок, технологической линии, склада готового проката), которые приведены к эквивалентному виду, то есть к

одной единице готового проката – пакету (β_3);
 μ , δ , σ – обозначения ситуаций в подсистемах, определяемые количеством действующего оборудования.

Ситуационная тактовая модель работы склада готовой продукции:

$$T_{cen}^{\beta_3}(i) = t_{kp}^{\beta_3}(i); T_{cen}^{\beta_3}(i, \sigma) = t_{cen}^{\beta_3}(i) : Z_{cen}^{kp}; \quad (9)$$

где $t_{kp}^{\beta_3}$ – такт (цикл) работы крана (подача одного пакета готового проката от вязальной машины на стеллаж и возврат крана к машине);

Z_{cen}^{kp} – количество параллельно работающих кранов в пролетах склада,
 $\sigma = Z_{cen}^{kp}$.

Ситуационные тактовые модели работы технологической линии предлагается определять на основе тактовых моделей производственных участков в два этапа [5]:

1) определение ситуационных тактов каждого участка в зависимости от такта работы единицы оборудования (T_1^y) и количества параллельно функционирующего оборудования ($Z_{об}$):

$$T_{мл}^y(i, Z_{об}) = \frac{T_1^y(i)}{Z_{об}}; \quad (10)$$

2) выбор ситуационного такта работы технологической линии (подсистемы), с учетом ситуационных сочетаний количества используемого оборудования участков по критерию максимальных затрат времени.

Главным участком технологической линии является прокатный стан, где при последовательной обработке в клетях происходит формоизменение заготовки в готовый профиль. Остальные участки (нагрева, охлаждения, правки, порезки и пакетировки) считаются вспомогательными, которые предназначены для выполнения требуемых дополнительных операций и обеспечения бесперебойной работы стана.

Ситуационное моделирование работы технологической линии для выбора рациональных тактов ее функционирования, осуществляется посредством перебора возможного количества оборудования на участках.

Таким образом, сформированы ситуационные эквивалентные тактовые модели на пакет готовой продукции β_3 для склада заготовок; склада готовой продукции; технологической линии. Единый такт работы всей производственной системы (прокатного цеха) выбирается с учетом различных ситуаций функционирования цеха, определяемые количеством используемого технологического и кранового оборудования в каждой подсистеме и системе в целом, на основе предлагаемой формулы (8).

Пошаговая процедура оценивания ситуационной длительности производственных циклов изготовления партии готового проката каждого профилеразмера представлена в виде укрупненной схемы, включающей комплекс фор-

мультных моделей работы подсистем (склада заготовок, технологической линии, склада готовой продукции) и системы в целом (сортопрокатного цеха) (рисунки 2 и 3).

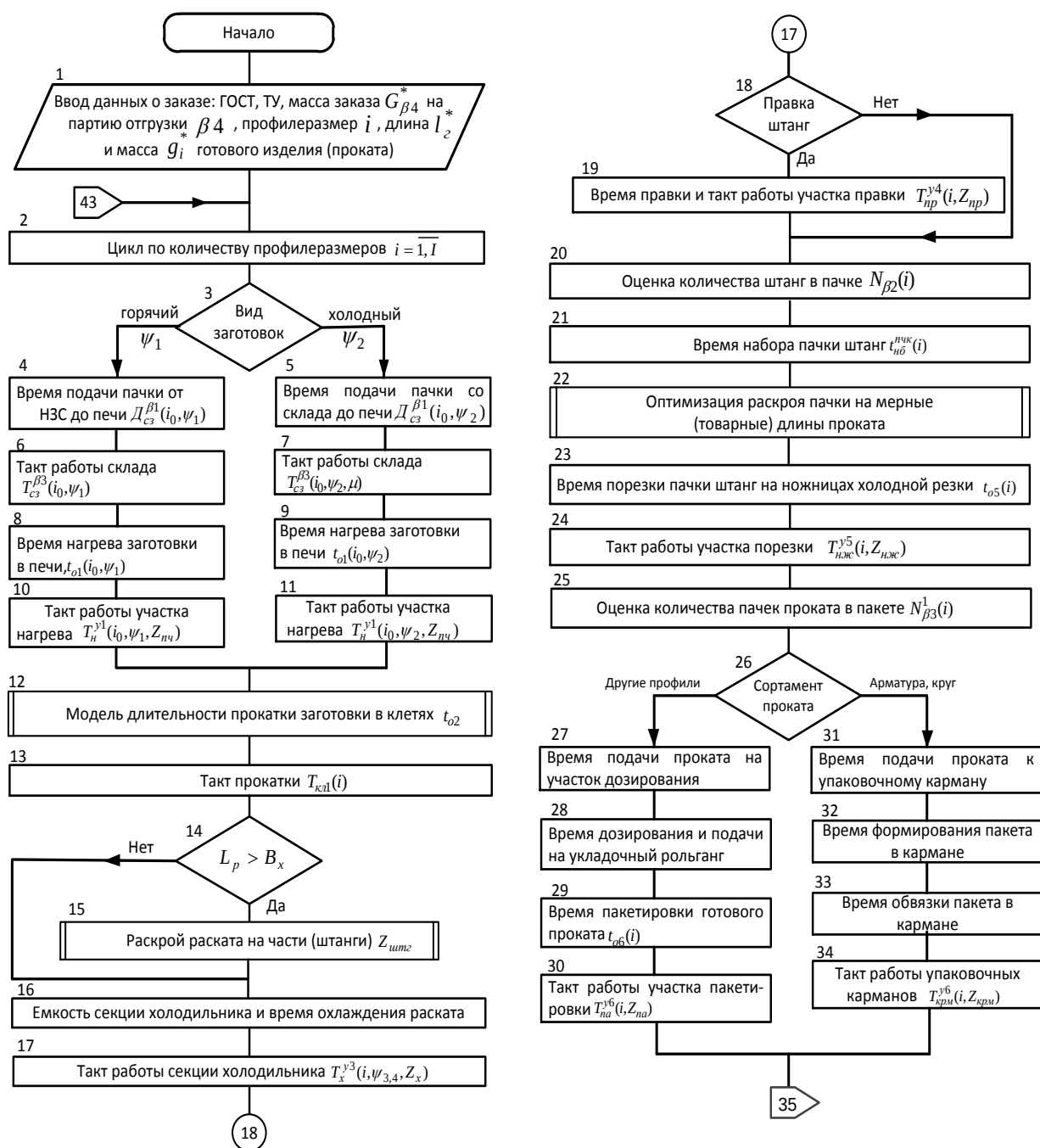


Рисунок 2 - Укрупненная процедура оценивания ситуационной длительности изготовления партии сортового проката

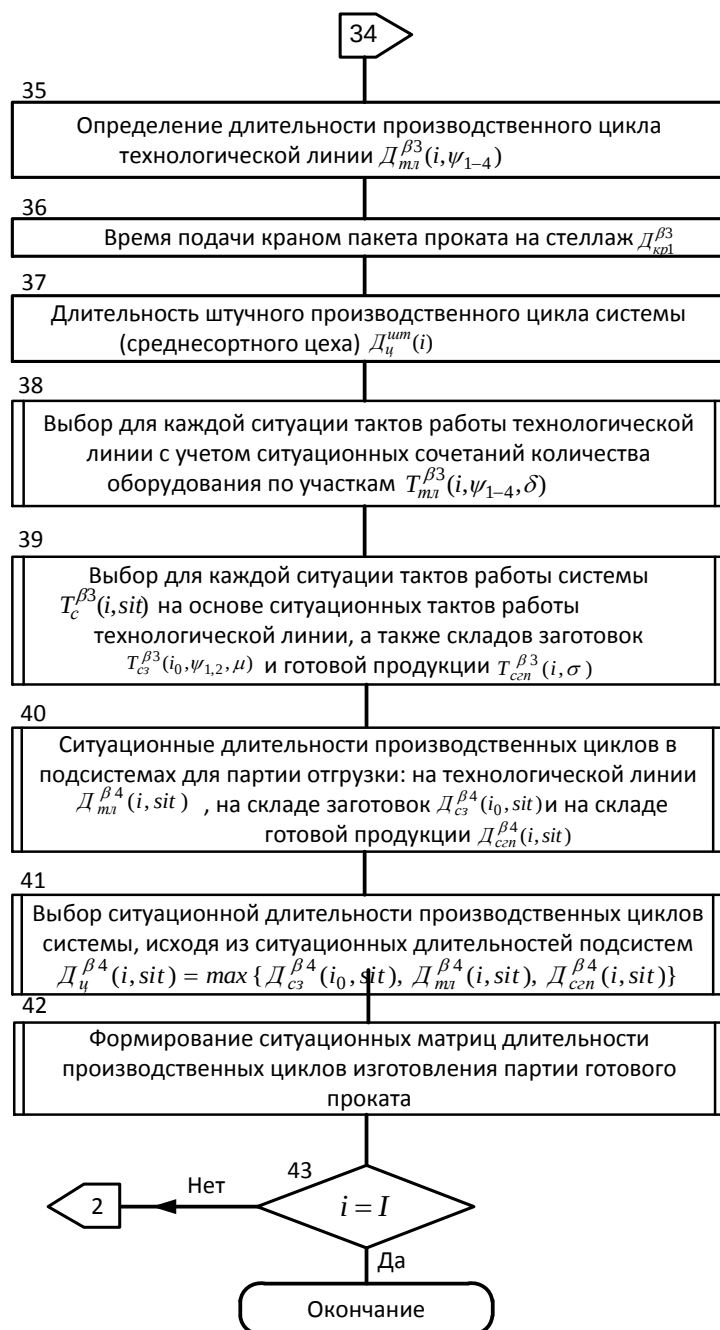


Рисунок 3 - Укрупненная процедура оценивания ситуационной длительности изготовления партии сортового проката

Общая структура процедуры включает главный контур, действия которого циклически повторяются для каждого профилеразмера проката. Контур состоит из двух разделов. Первый раздел содержит модули оценивания длительности технологических, транспортных и контрольных операций, тактов работы подсистем, штучной длительности производственного цикла каждой подсистемы и системы в целом. Второй раздел включает сложные локальные контуры, связанные с оцениванием ситуационных тактов работы подсистем и системы в целом, с определением ситуационной длительности функционирования каждой подсистемы и выбора из них максимальной длительности производственного цикла.

Процедура предусматривает создание интерфейсных матриц, включающих временные показатели (длительности технологических, транспортных, естественных, трудовых и контрольных операций; штучных, партийных тактов работы участков и подсистем), характеризующие длительность производственного цикла изготовления партии готового проката i -го профиля для каждой ситуации.

Разработанная нормативная база показателей функционирования сортопрокатного цеха рекомендована для планирования и прогнозирования сроков выполнения заказов на партии прокатной продукции с учетом возможных производственных ситуаций, различающихся количеством используемого оборудования и вариантами технологических режимов на участках цеха.

Библиографический список

1. Крышень Е.В., Лаврусь О.Е. Моделирование производственных процессов // Известия Самарского научного центра РАН. 2012. №4-1. URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/modelirovanie-proizvodstvennyh-protsessov>.
2. Анисимова Э.С. Моделирование производственной поточной линии // Экономика и социум. 2015. № 3 (16). С. 29-34.
3. Благих И.А., Сальников Д.Ю. Управление производственным циклом предприятия (организации) // Проблемы современной экономики. 2010. № 4 (36). С.1-7.
4. Кулаков С.М., Мусатова А.И., Кадыков В.Н. Многовариантное оценивание длительности изготовления партий стальной проволоки на основе ситуационно-нормативных моделей. Сообщение 1 // Изв. вуз. Черная металлургия. 2019 . Том. 62 № 6. С. 484-491.
5. Timing Models in the reengineering of metallurgical production systems / Kulakov S. M., Musatova A. I., Kadykov V. N., Baranov P.P. // Steel in translation. 2015. Vol. 45. No 5. P. 367-375.

УДК 669.295;544.022

ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КОМПОЗИТА Ti/TiB, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

Озеров М.С., Поволяева Е.А., Громашова Д.В., Волокитина Е.И.

*Белгородский государственный национальный
исследовательский университет,
г. Белгород, Россия, ozerov@bsu.edu.ru*

***Аннотация.** Беспористый металл-матричный композит Ti/TiB был получен методом искрового плазменного спекания при температуре 1000 °С. В исходном состоянии микроструктура ММК Ti/TiB состояла из нитевидных кристаллов TiB, неоднородно распределенных в матрице Ti. После горячей*

прокатки в структуре композита развивалась динамическая рекристаллизация в ГПУ матрице Ti с образованием крупнозернистой структуры с очень низкой плотностью дислокаций. Установлено, что после горячей прокатки композит показал несколько сниженный предел текучести и значительно улучшенные показатели пластичности по сравнению с исходным состоянием: горячекатаный образец разрушился при степени деформации на сжатие 6 %, тогда как пластичность для исходного состояния составляла 0 % - образец разрушился в упругой области.

Ключевые слова: *Металломатричный композит, боридные волокна, микроструктура, механические свойства, искровое плазменное спекание*

EFFECT OF HOT ROLLING ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF Ti/TiB COMPOSITE OBTAINED BY SPARK PLASMA SINTERING

Ozerov M.S., Povolyaeva E.A., Romashova D.V., Volokitina E.I.

**Belgorod state national research university,
Belgorod, Russia, ozerov@bsu.edu.ru**

Abstract. *The non-porous metal-matrix Ti/TiB composite was obtained by spark plasma sintering at a temperature of 1000 °C. In the initial state, the MMC Ti/TiB microstructure consisted of TiB whiskers nonuniformly distributed in the Ti matrix. After hot rolling, dynamic recrystallization in the hcp Ti matrix developed in the composite structure with the formation of a substructure with a very low dislocation density. It was found that after hot rolling the composite showed slightly reduced yield strength and significantly improved plasticity compared to the initial state: the hot-rolled sample failed at a compressive strain of 6 %, while the plasticity for the initial state was 0 % - the sample failed in the elastic region.*

Keywords: *metal matrix composite, boride fibers, microstructure, mechanical properties, spark plasma sintering.*

Введение

За счет комплекса привлекательных свойств (высокая удельная прочность, коррозионная стойкость, биосовместимость) титан и титановые сплавы широко востребованы в промышленности и медицине [1]. Однако применение титана и низколегированных титановых сплавов часто ограничивается их недостаточно высокой абсолютной прочностью, твердостью и износостойкостью. Упрочнение титана может быть достигнуто за счет создания металл-матричных композитов (ММК) с использованием в качестве армирующего компонента таких высокотвердых соединений, как TiB, TiC, TiN [2-5]. При этом, по сравнению с остальными упрочнителями, TiB имеет высокую устойчивость при температурах синтеза, близкую к титану плотность и коэффициент термического расширения, а также обладает хорошим кристаллографическим сопряжением с титановой матрицей, обеспечивая тем самым минимальные остаточные напряжения [6-7]. На сегодняшний день плазмен-

ное спекание (ИПС) является одним из самых перспективных методов создания композиционных материалов. ИПС позволяет проводить синтез при низкой температуре и за короткое время, что, с одной стороны обеспечивает высокую производительность метода при достижении практически 100 % плотности заготовок, а с другой не ведет к существенному росту структурных элементов, позволяя получать наноструктурное состояние в композите [8]. В ходе искрового плазменного синтеза смеси порошков титана и диборида титана (TiB_2) протекает химическая реакция $\text{Ti} + \text{TiB}_2 = 2\text{TiB}$, в результате чего в титановой матрице образуется прочная нитевидная фаза TiB [7, 9]. В настоящее время для изготовления режущего инструмента применяются в основном коррозионностойкие стали. Титановые сплавы обладают конкурентным преимуществом перед сталями в области их применения в специальных условиях. К примеру, при работе режущего инструмента в условиях агрессивной среды (морская вода) развивается морская и контактная коррозия, стальной инструмент быстро разрушается. Для расширения области применения и увеличения требуемого баланса технологических свойств композита Ti/TiB необходимо наличие комплексных исследований по поиску повышения пластических свойств данного материала. Одним из путей повышения пластичности титана и сплавов на его основе является деформационно-термическая обработка. Прокатка – относительно простой метод пластической деформации, с помощью которого можно повысить механические свойства металла. Таким образом, данная работа направлена на исследование влияния горячей прокатки на структуру и механические свойства композита Ti/TiB.

Материал и методики

В данной работе композит Ti/TiB с весовым содержанием армирующего компонента TiB_2 5 % был получен искровым плазменным спеканием при 1000 °С. Призматические образцы размером $4 \times 10 \times 30 \text{ мм}^3$ вырезали из гомогенизированных цилиндров с помощью аппарата электроэрозионной резки Sodick AQ300L. Затем образцы нагревали до 1000 °С и прокатывали в неизотермических условиях до общей деформации по толщине 0,7 (уменьшение толщины на 55 %). Однонаправленную многопроходную прокатку выполняли с обжатием за проход ~ 0,25 мм с выдержкой 10 мин в печи, нагретой до 1000 °С, через каждые 2 прохода. Дальнейшая прокатка (уменьшение толщины более 55 %) привела к образованию поверхностных трещин на боковых гранях, скорее всего, из-за значительного охлаждения поверхностных слоев при неизотермическом деформировании.

Микроструктуру композита исследовали с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). SEM проводили с использованием электронного сканирующего микроскопа FEI Nova NanoSEM. Образцы для СЭМ готовили путем тщательной механической полировки; глубокое травление проводили реактивом Кролла (95 % H_2O , 3 % HNO_3 , 2 % HF). ПЭМ исследования проводили на микроскопе JEOL JEM 2100 образцы были получены методом электролитического утонения с использованием электролита состава 6 % хлорной кислоты, 59 % метанола и 35

% бутанола при температуре - 35 °С и напряжении 29,5 В. Испытания на сжатие обоих состояний (исходной и после прокатки) композита проводились при комнатной температуре и номинальной скорости деформации 10^{-4} с^{-1} на машине Instron 5882 с использованием образцов размером $4 \times 4 \times 6 \text{ мм}^3$.

Результаты и их обсуждение

В исходном состоянии микроструктура ММК Ti/TiB, полученного с помощью ИПС при 1000 °С, состояла из нитевидных кристаллов TiB, неоднородно распределенных в матрице Ti (рисунок 1, а). Диаметр волокон TiB варьировался в широком интервале от десятков до нескольких сотен нанометров. Средний диаметр волокон TiB в исходном состоянии оказался равным $163 \pm 35 \text{ нм}$. В микроструктуре образцов наблюдались непрореагировавшие частицы TiB_2 с объемной долей $\sim 2 \%$. Остаточная пористость составляла $\sim 0,5 \%$. Горячая прокатка привела к некоторому удлинению зерен матрицы в направлении течения металла, удлиненные частицы TiB также выровнялись по направлению прокатки (рисунок 1, б). Видимая средняя длина волокон TiB уменьшилась с $8 \pm 4 \text{ мкм}$ до $3,0 \pm 1,2 \text{ мкм}$ за счет образования поперечных трещин и разрыва волокон в процессе деформации. ПЭМ показала матрицу титана ГПУ, которая содержала беспорядочно расположенные нитевидные волокна TiB (рисунок 1, в). Возле волокон TiB наблюдалась повышенная плотность дислокаций. Среднее расстояние между соседними нитевидными кристаллами TiB (которое в первом приближении можно рассматривать как свободный путь дислокации) оценивается как $\sim 0,5\text{--}0,7 \text{ мкм}$.

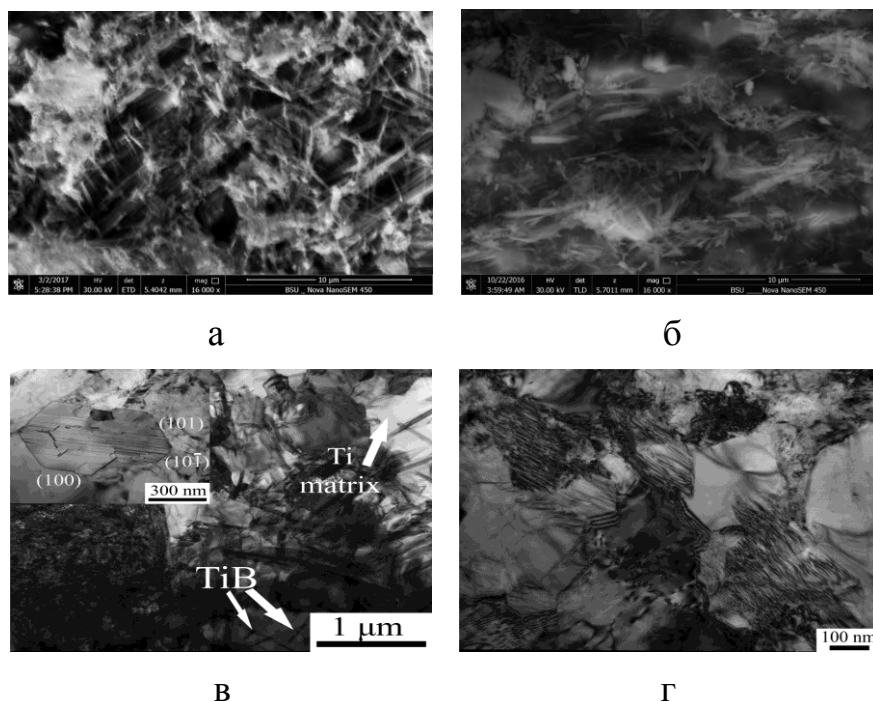


Рисунок 1 - Изображения микроструктуры композита Ti/TiB
(а, в – исходное состояние, б, г – состояние после горячей прокатки;
а, б - травленая микроструктура (СЭМ), в, г - ПЭМ изображения

С помощью ПЭМ удалось установить, что после горячей прокатки в

структуре композита развивалась динамическая рекристаллизация в ГПУ матрице Ti с образованием крупнозернистой структуры с очень низкой плотностью дислокаций и фрагментированных боридов (рисунок 1, г).

Кривые деформации композита Ti/TiB в исходном и горячекатаном состояниях, полученные при одноосном сжатии при комнатной температуре, представлены на рисунке 2. Показано, что после горячей прокатки композит показал несколько сниженный предел текучести и значительно улучшенные показатели пластичности по сравнению с исходным состоянием: горячекатаный образец разрушился при степени деформации на сжатие 6 %, тогда как пластичность для исходного состояния составляла 0 % - образец разрушился в упругой области. Значения предела текучести составили 1950 и 1650 МПа для исходного и горячекатаного состояний, соответственно.

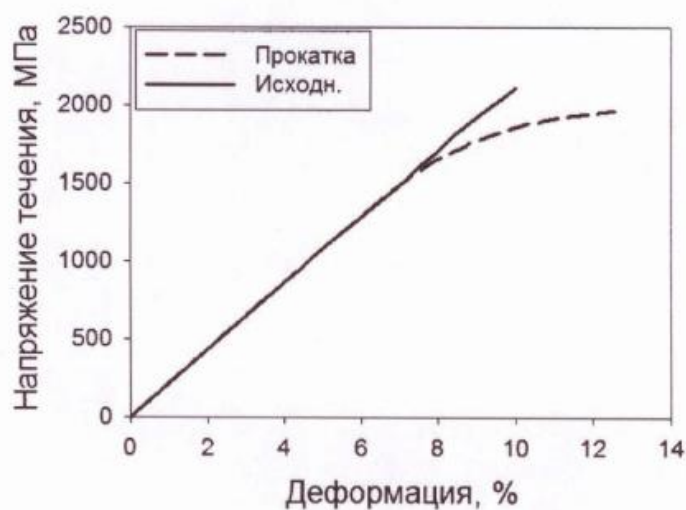


Рисунок 2 - Кривые напряжение-деформация, полученные при испытаниях на одноосную осадку при комнатной температуре образцов композита Ti/TiB в исходном состоянии и после прокатки

Заключение

Исходная микроструктура металл-матричного композита Ti/TiB состояла из нитевидных кристаллов TiB, неоднородно распределенных в матрице Ti. Горячая прокатка привела к некоторому удлинению зерен матрицы в направлении течения металла, удлинённые частицы TiB также выровнялись по направлению прокатки. Средняя длина волокон TiB уменьшилась с 8 ± 4 мкм до $3 \pm 1,2$ мкм за счет образования поперечных трещин и разрыва волокон в процессе деформации. Установлено, что после горячей прокатки в структуре композита развивалась динамическая рекристаллизация в ГПУ матрице Ti с образованием крупнозернистой структуры с очень низкой плотностью дислокаций. После горячей прокатки композит показал несколько сниженный предел текучести и значительно улучшенные показатели пластичности по сравнению с исходным состоянием: горячекатаный образец разрушился при степени деформации на сжатие 6 %, тогда как пластичность для исходного состояния составляла 0 % - образец разрушился в упругой области.

Библиографический список

1. Leyens, C. Titanium and Titanium Alloys. Fundamentals and Applications / C. Leyens, M. Peters // Wiley-VCH: Weinheim, Germany. 2003. P. 1–499.
2. Godfrey, T.M.T. Titanium particulate metal matrix composites—Reinforcement, production methods, and mechanical properties / T.M.T. Godfrey, P.S. Goodwin, C.M. Ward-Close // Adv. Eng. Mater. 2000. V. 2. P. 85–91.
3. Lindroos, V.K. Recent advances in metal matrix composites / V.K. Lindroos, M.J. J. Talvitie // Mater. Process. Technol. 1995. V. 53. P. 273–284.
4. Saito, T. Development of low cost titanium matrix composite. In Advances in Titanium Metal Matrix Composites, the Minerals, Metals and Materials Society / T. Saito, T. Furuta, T. Yamaguchi // 1995; pp. 33–44.
5. Radhakrishna Bhat, B.V. Preparation of Ti-TiB-TiC & Ti-TiB composites by in-situ reaction hot pressing / B.V. Radhakrishna Bhat, J. Subramanyam, V.V. Bhanu Prasad // Mater. Sci. Eng. A. 2002. V. 325. P. 126–130.
6. Ozerov, M. Orientation relationship in a Ti/TiB metal-matrix composite / M. Ozerov, M. Klimova, A. Vyazmin, N. Stepanov, S. Zharebtsov // Mater. Lett. 2017. V. 186. P. 168–170.
7. Morsi, K. Processing and properties of titanium–titanium boride (TiBw) matrix composites - a review / K. Morsi, V.V. Patel // J. Mater. Sci. 42 (2007) 2037–2047.
8. Ragulya, A.V. Fundamentals of Spark Plasma Sintering, in Encyclopedia of Materials / A.V. Ragulya // Science and Technology (Eds. K. H. Jürgen Buschow et al.). 2010. P. 1–5.
9. Feng, H. Growth Mechanism of In Situ TiB Whiskers in Spark Plasma Sintered TiB/Ti Metal Matrix Composites / H. Feng, Yu Zhou, D. Jia, Q. Meng, and J. Rao // Crystal Growth & Design. 2006. V. 7. P. 1626–1630.

УДК 669.715: 621.78

ТЕРМИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ ПРЕССОВОК ИЗ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА

Прудников А.Н., Прудников В.А., Рексиус В.С.

*Сибирский государственный индустриальный университет
г. Новокузнецк, Россия, a.prudnikov@mail.ru*

***Аннотация.** Исследовано влияние различных режимов термической обработки на структуру и механические свойства прессованных прутков, изготовленных из легированных заэвтектических силуминов с содержанием 20 % Si в промышленных условиях ОАО СМК (г. Ступино). Установлено, что режим термической обработки, включающий ступенчатую закалку ($500^{\circ}\text{C} \rightarrow 535^{\circ}\text{C}$) со временем выдержки 1–2 ч при каждой температуре и*

охлаждение в воду с последующим старением при 150 °С в течение 10 ч позволяет повысить прочностные свойства на 70-85 % по сравнению с необработанными прутками.

Ключевые слова: заэвтектический силумин, слиток, структура, эвтектика, кристаллы первичного кремния, механические свойства.

THERMAL STRENGTHENING OF PRESSES FROM HYPEREUTECTIC SILUMIN

Prudnikov A.N., Prudnikov V.A., Reksius V.S.

Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, a.prudnikov@mail.ru

Abstract. The effect of various heat treatment regimes on the structure and mechanical properties of pressed rods made of alloyed hypereutectic silumins with a content of 20 % Si in the industrial conditions of OAO SMK (Stupino) has been studied. It has been established that the heat treatment regime, including stepwise hardening (500 °C → 535 °C) with a holding time of 1–2 h at each temperature and cooling into water, followed by aging at 150 °C for 10 h, makes it possible to increase the strength properties by 70 -85 % compared to untreated bars.

Keywords: hypereutectic silumin, ingot, structure, eutectic, primary silicon crystals, mechanical properties.

Введение

В настоящее время в России и за рубежом для изготовления поршней внутреннего сгорания широко применяются эвтектические и заэвтектические силумины. Это связано с тем, что требованиям, предъявляемым к поршневым сплавам, наиболее полно удовлетворяют сложнелегированные силумины [1]. При этом в нагруженных, форсированных дизельных двигателях для поршней наиболее целесообразным является применение деформируемых сплавов, которые отличаются высокими механическими свойствами и эксплуатационной надежностью.

Общепринятой схемой производства поршней из деформируемых сплавов является последовательное выполнение технологических операций: отливка слитков, их прессование на прутки, штамповка заготовки, механическая и термическая обработка, размерная доводка детали. Однако при изготовлении деформируемых поршней в промышленности заэвтектические силумины не используются из-за своей низкой пластичности. Работ, выполненных в этой области, явно недостаточно для реализации и освоения технологий получения заготовок из высококремнистых силуминов обработкой давлением. Однако, можно отметить ряд работ, которые посвящены технологии отливке слитков из заэвтектических силуминов, их структуре, изучению процессов деформирования слитков и заготовок, определению параметров прессования,ковки, штамповки и исследованию структуры в деформи-

рованном и термически обработанном состояниях [2-10]. В связи с этим целью настоящей работы являлось определения возможности прессования слитков из заэвтектического легированного силумина и определение механических свойств прессованных заготовок после термической обработки.

Материалы и методика исследований

Для изготовления прессовок отливали слитки полунепрерывным способом из заэвтектических легированных силуминов в ЦЗЛ ОАО «СМК» (г. Ступино). двух составов с различными способами обработки расплава. Химический состав и способ обработки расплава приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав и способ обработки расплава заэвтектических силуминов

Сплав	Массовая доля легирующих элементов, % (остальное алюминий)	Обработка расплава
1	20 Si-1,0 Cu-0,6 Mg-0,8 Mn-0,2 Ti-0,4 Sb	наводороживание
2	20 Si-1,0 Cu-0,6 Mg-0,8 Mn-0,2 Ti-0,1 Zr	наводороживание и модифицирование P ₂ O ₅

Сплавы готовили в электрической печи сопротивления в графитошамотном тигле емкостью 60 кг на технически чистом силумине Сил 0, кристаллическом кремнии Кр1 с использованием технически чистых магния, сурьмы и лигатур Al-Mn, Al-Ti, Al-Zr. Для обработки расплава силуминов использовали в первом случае наводороживание водяным паром, а во втором – наводороживание и введение оксида фосфора при температуре 800-820 °С. Отливку слитков проводили из миксера при температуре 750 °С на машине полунепрерывного литья ПН-2 с дюралюминиевым кристаллизатором скольжения диаметром 165 мм со скоростью литья 77 мм/мин. В дальнейшем слитки осаживали с диаметра 165 мм до 275-295 мм при температуре 420-450 °С на вертикальном прессе усилием 20 МН. Прессование прутков проводили в кузнечно-прессовом цехе на горизонтальном гидравлическом прессе усилием 30 МН с коэффициентом вытяжки 9 при температуре 420-450 °С. Диаметр прессованного прутка составлял 100 мм. Микроструктуру прессовок изучали на поперечных темплетах с использованием оптического микроскопа ЛабоМет-1И при увеличении × 100 и 200. Для определения механических свойств прессованных прутков изготавливали образцы с диаметром рабочей части 6 мм в соответствии с ГОСТ 1497-84. Испытания механических образцов проводили на гидравлической разрывной машине Р-10.

Экспериментальные результаты и обсуждение

В работе исследование влияния термической обработки на структуру и механические свойства прессованных прутков проводили на двух составах с различной обработкой расплава: наводороживанием и совместной обработкой наводороживания с модифицированием оксидом фосфора.

Пруток из сплава, приготовленного с применением одного наводороживания (состав 1), имеет довольно грубую структуру, кристаллы первично-

го кремния (КПК) модифицированы слабо, их средняя величина достигает 100 мкм. Имеет место неравномерность микроструктуры в поперечном сечении прутка. Причем в центральной зоне прутка размер структурных составляющих несколько больше, как и их объемная доля.

В микроструктуре прутка из сплава, приготовленного с применением наводороживания совместно с модифицированием оксидом фосфора (P_2O_5) (состав 2) наблюдается более значительное измельчение КПК (50-75 мкм) при более равномерном распределении их по поперечному сечению прутка. Такое измельчение КПК в микроструктуре прессовок состава 2 приводит существенному повышению пластичности (δ) от 1,6 (состав 1) до 3,7 %.

Результаты влияния режимов термической обработки на механические свойства прессованных прутков из легированных заэвтектических силуминов (составы 1 и 2) приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Влияние термической обработки на механические свойства прессованных прутков из легированных заэвтектических силуминов

Пруток из сплава	Режим термической обработки	Механические свойства	
		σ_B , МПа	δ , %
1	—	200	1,6
	закалка (500 °С, 1 ч → 535 °С, 1 ч) + старение при 150 °С, 10 ч	362	1,0
	закалка (500 °С, 1 ч → 535 °С, 1 ч) + старение при 170 °С, 10 ч	353	1,1
	закалка (500 °С, 1 ч → 535 °С, 0,5 ч) + старение при 150 °С, 10 ч	330	1,1
	закалка (500 °С, 1 ч → 535 °С, 6 ч) + старение при 150 °С, 10 ч	370	0,7
	закалка (нагрев: 500 °С, 1 ч ↔ 535 °С, 0,5 ч; 3 цикла)	309	1,8
	закалка (нагрев: 500 °С, 1 ч ↔ 535 °С, 0,5 ч; 3 цикла) + старение при 150 °С, 10 ч	373	1,3
2	—	211	3,7
	закалка (500 °С, 1 ч → 535 °С, 1 ч) + старение при 150 °С, 10 ч	364	1,3
	закалка (500 °С, 1 ч → 535 °С, 1 ч) + старение при 170 °С, 10 ч	366	1,2
	закалка (500 °С, 1 ч → 535 °С, 1,5 ч) + старение при 150 °С, 10 ч	361	1,2
	закалка (500 °С, 1 ч → 535 °С, 0,5 ч) + старение при 150 °С, 10 ч	316	3,0

Продолжение таблицы 2

Пруток из сплава	Режим термической обработки	Механические свойства	
		σ_B , МПа	δ , %
	закалка (500 °С, 1 ч → 535 °С, 6 ч) + старение при 150 °С, 10 ч	356	2,3
	закалка (нагрев: 250 – 300 °С, 0,2 ч ↔ 500 – 515 °С, 0,5 ч; 2 цикла) + старение при 150 °С, 10 ч	339	1,3
	закалка (нагрев: 250 – 300 °С, 0,2 ч ↔ 500 – 515 °С, 0,5 ч; 4 цикла) + старение при 150 °С, 10 ч	347	1,0
	закалка (нагрев: 250 – 300 °С, 0,2 ч ↔ 500 – 515 °С, 0,5 ч; 6 циклов) + старение при 150 °С, 10 ч	353	1,2

Для прессованных прутков применяли ступенчатый нагрев под закалку при температурах 500 и 535 °С, при этом варьировали время выдержки под закалку, температуру старения и параметры термоциклического нагрева под закалку. Анализ результатов таблицы 2 показал, что максимальное упрочнение после термической обработки наблюдается в том случае, если суммарная длительность выдержки при температурах закалки составляет 2-3 ч, а температура старения – 150 °С. При этом необходимо учесть, что длительность выдержки на верхней ступени нагрева 535 °С не должна быть менее 1 ч. Более короткой выдержки (0,5 ч) оказывается недостаточно для завершения процессов растворения упрочняющих компонентов вследствие чего наблюдается меньший прирост прочности. Увеличение длительности выдержки под закалку более 3 ч нецелесообразно, в связи с отсутствием дальнейшего увеличения механических характеристик.

В дальнейшем было исследовано влияние циклического нагрева под закалку и последующего старения при в течение 10 ч на свойства опытных прессовок. Для прутков состава 1 режим термоциклического нагрева под закалку включал выдержки при температурах 500 °С – 1 ч и 535 °С – 0,5 ч (один цикл). Количество циклов изменяли от 2 до 5. После термоциклического нагрева образцы подвергали охлаждению в холодную воду. В качестве примера в таблице 2 приведены механические характеристики прутков состава 1 после использования трех циклов термоциклического нагрева с последующей закалкой и старением при 150 °С в течение 10 ч. Закалка после циклического нагрева приводит к повышению временного сопротивления разрыву при сохранении относительного удлинения образцов из прессовок. Последующее старение увеличивает эффект упрочнения прутков, но при этом несколько снижает их пластичность. Определено, что увеличение числа циклов обработки под закалку больше трех при прочих равных условиях нецелесообразно, в

связи с возрастанием времени обработки при незначительном повышении прочностных характеристик.

Для прутков состава 2 циклический нагрев проводили при температурах 250-300 °С и 500-515 °С с выдержками при указанных температурах 0,2 и 0,5 ч соответственно. Количество используемых циклов обработки составляло 2-8. Верхняя температура цикла была снижена до 500-515 °С с учетом возможности присутствия более легкоплавкой тройной эвтектики Al-Si-Cu. Термоциклический нагрев под закалку в интервале 250-300 ↔ 500-515 °С приводит к повышению временного сопротивления разрыву прутков. Причем с увеличением количества циклов до 6 степень упрочнения возрастает в среднем на 6 % (таблица 2). Однако сравнение механических характеристик опытных прутков не выявило преимуществ режимов термической обработки с применением циклического нагрева под закалку по предложенным схемам по сравнению с обычными видами закалки, в том числе ступенчатой. Очевидно, что необходим более детальный подбор параметров циклической обработки (температура и длительность цикла, количество цикла и др.) с учетом особенностей структуры и свойств прессованных прутков. Деформируемые полуфабрикаты, полученные из сплавов, близких по химическому составу, после одинаковых режимов термической обработки разнятся по механическим характеристикам. Это связано с различиями в технологии приготовления и обработке расплава, с различной степенью деформации при прессовании слитков, с действием масштабного фактора (размеры слитков, выплавленных в промышленных и лабораторных условиях, размеры деформируемых заготовок и прутков, изготовленных на промышленных прессах и в лабораторных условиях и др.). В данном случае основным фактором является разница между используемыми видами обработки расплава.

Таким образом, механические характеристики прессованных прутков из легированных заэвтектических силуминов после термической обработки, предусматривающей ступенчатую закалку и старение, составляют временное сопротивление разрыву $\sigma_B = 350-375$ МПа, относительное удлинение $\delta = 1,2-2,3$ %.

Выводы:

1. Изучена микроструктура и свойства прессованных прутков, изготовленных из легированных силуминов на основе Al- 20 % Si с различной обработкой расплава (наводороживание и наводороживание с обработкой расплава P_2O_5). Установлено, что микроструктура прутков, полученных из слитков, изготовленных с совместной обработкой расплава, отличается более однородным распределением эвтектического и первичного кремния в поперечном сечении прутка и меньшими размерами кристаллов первичного кремния.

2. Показана возможность повышения прочности прессовок из легированных заэвтектических силуминов за счет термической обработки, включающей ступенчатую закалку (500 °С → 535 °С) со временем выдержки 1-2 ч при каждой температуре и охлаждение в холодную воду с последующим старением при 150°С в течение 10 ч, на 70-85 % по сравнению с термически необработанными прутками.

Библиографический список

1. Прудников А.Н. Структурно-технологические основы разработки прецизионных силуминов с регламентированным содержанием водорода / Автореферат диссертации на соискание ученой степени доктора технических наук: 05.16.09 / НГТУ, Новосибирск, 2013. – 40 с.
2. Prudnikov A.N. Deformable heatproof transeutectic silumin for pistons // A.N. Prudnikov // Steel in Translation. – Т. 39. – № 6. – С.456-459.
3. Прудников А.Н. Структура и свойства жаропрочного силуминового поршня // А.Н. Прудников // Изв. ВУЗов. Черная металлургия.– 2009.– № 8.– С. 28-30.
4. Прудников А.Н. Использование термоциклической деформации для получения полуфабрикатов из заэвтектических силуминов / А.Н. Прудников, В.А. Прудников / В сборнике материалов 19-й Межд. научно-практической конф. «Металлургия: технологии, инновации, качество», 15-16 ноября 2015 г., г. Новокузнецк.– Новокузнецк, СибГИУ, 2015.–С. 15-18.
5. Прудников А.Н. Поршневые деформируемые заэвтектические силумины / А.Н. Прудников // Технология металлов. – 2014.– № 2.– С. 8 - 11.
- 6 Эскин Г.И., Артес А. Е.Э., Панов Е.И. и др. Исследование технологии изготовления деформированных полуфабрикатов из заэвтектических силумина 01392 с использованием поперечно-винтовой прокатки // Технология легких сплавов. 2008. №1. С. 83–89.
7. Афанасьев В.К. Технология получения слитков, деформированных заготовок и поршней из заэвтектического жаропрочного силумина и их свойства / В.К. Афанасьев, А.Н. Прудников, В.А. Прудников // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты).– 2010.–№ 3.– С. 28-31.
8. Прудников А.Н. Комплексное воздействие отжигов и термоциклическойковки на структуру и свойства заэвтектических силуминов // Деформация и разрушение материалов.– 2014.– № 2.– С. 14 - 20.
9. Прудников А.Н. Технология производства, структура и свойства поршней двигателей из заэвтектического деформируемого силумина / А.Н. Прудников // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 2009.– № 5.–С. 45-48.
- 10 Афанасьев В.К. Модифицирование бинарного заэвтектического силумина / В.К. Афанасьев, А.Н. Прудников // Изв. ВУЗов. Черная металлургия.– 1999.– № 10.– С. 33-35.

ОЦЕНКА ВОЗДЕЙСТВИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО НАГРЕВА В КИСЛОРОДСОДЕРЖАЮЩЕЙ СРЕДЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Афанасьев В.К.¹, Попова М.В.¹, Жибинова И.А.²

¹*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, m.popova@rdtc.ru*

²*Кузбасский гуманитарно-педагогический институт КемГУ,
г. Новокузнецк, Россия*

Аннотация. Показано, что использование предварительного нагрева в стекле в интервале ($A_{c1} - 30\text{ }^{\circ}\text{C}$) – A_{c1} для сталей марок 50 и 40Х приводит к формированию структуры с дисперсным зернистым перлитом и измельченными выделениями избыточного феррита. Установлено, что прочность возрастает в 1,2–1,3 раза при сохранении пластичности. Надежность полученных оценок характеристик механических свойств подтверждена результатами статистического анализа.

Ключевые слова: конструкционная сталь, термическая обработка, внешняя среда, микроструктура, механические свойства.

EVALUATION OF IMPACT OF PRE-HEATING IN OXYGEN- CONTAINING MEDIUM ON MECHANICAL PROPERTIES OF STRUCTURAL STEELS

Afanasyev V.K.¹, Popova M.V.¹, Zhibinova I.A.²

¹*Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, m.popova@rdtc.ru*

²*Kuzbass Humanitarian and Pedagogical Institute KemGu,
Novokuznetsk, Russia*

Abstract. It has been shown that the use of preheating in glass in the range ($A_{c1} - 30\text{ }^{\circ}\text{C}$) – A_{c1} for structural steels leads to the formation of a structure with dispersed granular pearlite and crushed emissions of excess ferrite. It was found that the strength increases 1.2-1.3 times while maintaining plasticity. The reliability of the obtained estimates of the characteristics of mechanical properties is confirmed by the results of statistical analysis.

Keywords: structural steel, heat treatment, external medium, microstructure, mechanical properties.

Одним из важнейших способов повышения прочностных свойств конструкционных сталей является термическая обработка – закалка с последующим отпуском. Однако традиционные виды термической обработки не все-

гда удовлетворяют современным требованиям, предъявляемым к конструкционным материалам. Это привело к появлению комбинированных технологий, совмещающих различные принципы воздействия на металл в процессе формирования полуфабрикатов и изделий [1]. К ним относятся химико-термическая, термомеханическая и термоциклическая обработки, а также совмещение термической обработки и физических методов воздействия, таких как лазерное облучение, обработка ультразвуком, обработка электромагнитным полем [2–5].

Известно, что состав внешней среды оказывает существенное влияние на формирование структуры и физико-механических свойств металлических сплавов [6]. Проведены исследования, подтверждающие активное участие среды нагрева в формировании структуры и свойств металлических сплавов при термической обработке. Установлено, что влияние внешней среды определяется тем, насколько сильно она изменяет соотношение в сплавах элементов внедрения – водорода, азота, кислорода и углерода. Термическая обработка в средах с повышенным содержанием водорода и азота ускоряет протекание фазовых превращений в алюминиевых и железных сплавах, поскольку активизирует диффузию водорода в них [7–9]. Повышенное содержание кислорода во внешней среде также ускоряет диффузионные процессы внутри металла при термической обработке. Доступной средой с повышенным содержанием кислорода является измельченное бутылочное стекло, представляющее собой смесь оксидов. В этом случае в качестве предварительного режима термической обработки прутков из конструкционных сталей вместо сфероидизирующего отжига можно использовать нагрев в стекле в интервале ($A_{c1}-30\text{ }^{\circ}\text{C}$) – A_{c1} с последующим охлаждением на воздухе [10].

Исследование влияния предварительной термической обработки в стекломассе на микроструктуру и механические свойства проводили на образцах, выточенных из прутков сталей марок 50 и 40Х. В качестве режима предварительной термической обработки использовали нагрев образцов в стекле в интервале ($A_{c1}-30^{\circ}\text{C}$)– A_{c1} , выдержку при заданной температуре и охлаждение на воздухе.

Образцы из стали помещали в контейнер и засыпали измельченным до порошкообразного состояния стеклом. Химический состав бутылочного стекла (масс. %): 60, 4 % SiO_2 , 13,9% Na_2O , 11,8 % Al_2O_3 , 6,7 % CaO , 2,5% K_2O , 1,4 % Fe_2O_3 , 1,4 % TiO_2 , 1,3 % MnO_4 , 0, 3 % MgO , 0,3 % SO_3 . Контейнеры загружали в печь, нагретую до заданной температуры, и выдерживали в течение 1 часа. Охлаждение контейнера проводили на воздухе. По окончании предварительной обработки стекло механически удаляли с поверхности образцов. Для сравнения в качестве предварительной термической обработки проводили отжиг при температуре 750°C . Окончательная термическая обработка включала закалку и низкий отпуск. Нагрев проводили в печах сопротивления типа СНОЛ. Контроль температуры осуществляли с помощью термопары хромель-алюмель. Микроструктуру образцов изучали при помощи металлографического микроскопа OPTON при увеличении 500.

Характеристики механических свойств сталей – временное сопротивление, относительное удлинение и относительное сужение определяли методом статических испытаний на растяжение согласно ГОСТ 1497-84 «Металлы. Методы испытаний на растяжение». Испытания цилиндрических образцов проводили на разрывной машине УММ-5 при обычной температуре. На каждый режим обработки использовали по 20–25 образцов.

В случае, если разрыв образца происходил по рискам, в захватах испытательной машины или за пределами расчетной длины образца (при определении относительного удлинения), а также по дефектам металлургического производства, результаты испытаний при дальнейшей обработке данных не учитывали.

Статистическую обработку результатов механических испытаний проводили по известным методикам вычисления выборочных числовых характеристик при малом объеме выборки ($n < 50$) и проверки статистических гипотез в режимах «Описательная статистика» Microsoft Excel.

Рассчитывали выборочные числовые характеристики механических свойств, такие как среднее значение, медиана, выборочная дисперсия, выборочное среднее квадратическое отклонение, выборочный коэффициент вариации и доверительные интервалы с уровнем надежности 95 %.

При первичной обработке статистического материала, полученного в результате испытаний, принимая гипотезу о нормальном распределении опытных результатов, проверяли наличие выбросов по критерию Смирнова при уровне значимости $\alpha = 0,05$. Для этого характеристики механических свойств располагали в виде вариационных рядов, то есть упорядоченными по мере возрастания и рассчитывали статистики u_1 и u_n первого или максимального члена вариационного ряда соответственно.

В случае, если вычисленные значения u_1 и u_n превышали критическое значение $u_{\alpha=0,05}$ элемент выборки признавался аномальным и исключался из массива. Для полученной выборки сокращенного объема цикл вычислений статистических показателей и процедуру проверки наличия выбросов повторяли.

Для стали 50 проводили предварительную термическую обработку в стекле по трем режимам: при 700, 720 и 730 °С, затем осуществляли закалку в воду от 830 °С и отпуск при 180 °С. Механические свойства стали 50 после различных режимов термической обработки приведены в таблице 1.

Для стали 40Х предварительную термическую обработку в стекле проводили при 715, 725 и 740 °С, затем осуществляли закалку от 850 °С в масло и отпуск при 180 °С.

Режимы термической обработки и механические свойства образцов из стали 40Х приведены в таблице 2.

Таблица 1 – Механические свойства образцов из стали 50 после термической обработки

Ре- жим	Предваритель- ная термо- обработка	Окончатель- ная термооб- работка	Механические свойства (средние значения)		
			Временное сопротив- ление, σ_B , [МПа]	Относительное удлинение, δ , [%]	Относи- тельное сужение, Ψ , [%]
I	700°C, стекло	закалка от 830°C в воду и отпуск при 180°C	2003	5,5	39,1
II	720°C, стекло		2032	5,6	38,7
III	730°C, стекло		2087	5,4	37,7
IV	750°C, воздух		1527	5,9	37,1

Таблица 2 – Механические свойства образцов из стали 40X после термической обработки

Режим	Предварительная термообработка	Окончательная термообработка	Механические свойства (средние значения)		
			Времен- ное сопротив- ление, σ_B , [МПа]	Относительное удлинение, δ , [%]	Относительное сужение, Ψ , [%]
I	715°C, стекло	закалка от 850°C в масле и отпуск при 180°C	2082	5,5	38,6
II	725°C, стекло		1991	5,7	40,1
III	740°C, стекло		2014	5,6	36,5
IV	750°C, воздух		1620	5,8	36,4

Приведенные в таблицах 1 и 2 данные позволяют утверждать, что в случае проведения предварительной термической обработки в стекле (режимы I – III) среднеуглеродистая сталь 50 и низколегированная сталь 40X после закалки и отпуска имеют более высокую прочность по сравнению с обычным отжигом (режим IV). Временное сопротивление сталей возрастает в 1,2–1,3 раза, при этом относительное удлинение и относительное сужение не уменьшаются.

О надежности полученных оценок характеристик механических свойств свидетельствуют рассчитанные статистические показатели полученных по результатам испытаний рядов данных. Так, во всех случаях наблюдается удовлетворительная однородность выборок, коэффициент вариации в

рядах данных не превышает 0,04. Надежность средней величины в выборках подтверждается также наблюдаемым незначительным отклонением средних значений от медианы. Предельная ошибка выборки (уровень надежности Δ) при $R_{\text{дов}} = 0,95$ не превышает значений: ± 20 МПа - временное сопротивление; $\pm 0,1$ % - относительное удлинение; $\pm 1,1$ % - относительное сужение.

Изучение особенностей микроструктуры образцов, термически обработанных по режимам I – IV, позволило объяснить повышение их прочностных свойств после обработки в стекле. По результатам металлографического анализа было установлено, что в случае проведения предварительной термической обработки в стекле в сталях изученных марок формируется более мелкозернистая феррито-перлитная структура. Диспергирование структурных составляющих происходит вследствие того, что внешняя среда с повышенным содержанием кислорода ускоряет диффузию водорода внутри металла и меняет соотношение Н-С-N-O в нем [8]. В результате повышается диффузионная активность углерода и после обработки по изученным режимам в сталях формируется структура с дисперсным зернистым перлитом и мелкими округлыми зернами феррита. Такая структура при нагреве под закалку обеспечивает быстрое образование гомогенного аустенита и замедление роста аустенитного зерна, что ведет к образованию мелкоиглочатого мартенсита после закалки.

Выводы

1. Оценка воздействия предварительного нагрева в кислородсодержащей среде на механические свойства конструкционных сталей показала, что при проведении предварительной термообработки в кислородсодержащей среде прочность стали увеличивается в 1,2–1,3 раза по сравнению с предварительным отжигом в воздушной среде, причем комплекс характеристик пластичности остается примерно на том же уровне.

2. Надежность полученных оценок характеристик механических свойств сталей после предварительной термообработки в кислородсодержащей среде подтверждена результатами статистического анализа.

Библиографический список

1. Малинов Л.С. Нетиповые режимы термической и деформационно-термической обработок, повышающие свойства сталей / Л.С. Малинов // Металлургия машиностроения. – 2018. – № 1. – С. 43–48.

2. Афанасьев В.К. Влияние термоциклической деформации и отжига на структуру и удельное электрическое сопротивление стали марки СтЗпс / В.К. Афанасьев, А.Н. Прудников, М.В. Попова, В.А. Прудников // Актуальные проблемы в машиностроении: сборник материалов 1-ой Международной научно-практической конференции. – Новосибирск, 2014. – С. 431–434.

3. Тарасова Т.В. Влияние тепловых полей на структуру коррозионно-стойких сталей при различных схемах лазерной обработки / Т.В. Тарасова, А.В. Гусаров, К.Э. Протасов, А.А. Филатова // Металловедение и термиче-

ская обработка металлов. – 2017. – №7 (745). – С. 37–44.

4. Яровчук А.В. Влияние малоциклового термоциклической обработки на коррозионные и механические свойства облученной нейтронами коррозионно-стойкой стали 12X18H10T / А.В. Яровчук, О.П. Максимкин, К.В. Цай // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2017. – №7 (745). – С. 49–56.

5. Счастливцев В.М. Влияние внешних воздействий и магнитного поля на мартенситное превращение в сталях и сплавах / В.М. Счастливцев, Ю.В. Калетина, Е.А. Фокина // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2016. – № 5 (731). – С. 3–9.

6. Карпенко Г.В. Влияние среды на прочность и долговечность металлов: монография / Г.В. Карпенко. – Киев: Наукова думка, 1976. – 127 с.

7. Afanasyev V.K. Effect of melt treatment with water vapor on thermal expansion of alloy Al – 20–40% Si / Afanasyev V.K., Popova M.V., Dolgova S.V., Gorshenin A.V., Malyukh M.A. // Metallurgist. – 2019. – Т. 63. – № 1-2. – С. 87-95.

8. Афанасьев В.К. Воздействие внешней среды на формирование свойств алюминиевых сплавов при термической обработке / В.К. Афанасьев, М.В. Попова, В.В. Герцен, С.В. Долгова, В.А. Лейс // Обработка металлов. – 2013. – № 4 (61). – С. 28–34.

9. Афанасьев В.К. О новом понимании микроструктуры чистого железа / В.К. Афанасьев, С.В. Долгова, М.В. Попова, С.В. Магазов, А.П. Черныш // Металлургия машиностроения. – 2017. – № 2. – С. 29–33.

10. Afanasyev V.K. Improving Strength of Structural Steels by Preheating in an Oxygen-Containing Medium / V. Afanasyev, M. Popova, I. Zhibinova // Materials Science Forum. – 2019. – Vol. 946. – P. 58-62.

УДК 669.715'788.017

ПРИМЕНЕНИЕ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНОВ

Афанасьев В.К.¹, Попова М.В.¹, Прудников А.Н.¹, Жибинова И.А.²

¹*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, m.popova@rdtc.ru*

²*Кузбасский гуманитарно-педагогический институт КемГУ,
г. Новокузнецк, Россия*

Аннотация. Установлено, что горячая пластическая деформация модифицированных заэвтектических силуминов с 15–30 % Si способствует диспергированию и сфероидизации первичных и эвтектических частиц кремнистой фазы. При этом значительно повышаются их механические свойства: временное сопротивление возрастает в 1,5 – 1,8 раза, относительное удлинение увеличивается в 2-4 раза по сравнению с литым состоянием.

Ключевые слова: силумины, обработка расплава, водород, кремний,

пластическая деформация, механические свойства.

APPLICATION OF MELT TREATMENT AND SUBSEQUENT PLASTIC DEFORMATION TO INCREASE MECHANICAL PROPERTIES OF HYPEREUTECTIC SILUMINS

Afanasyev V.K.¹, Popova M.V.¹, Prudnikov A.N.¹, Zhibinova I.A.²

¹*Siberian State Industrial University,*

Novokuznetsk, Russian Federation, m.popova@rdtc.ru

²*Kuzbass Humanitarian and Pedagogical Institute KemGu,
Novokuznetsk, Russia*

Abstract. *It has been found that hot plastic deformation of modified hypereutectic silumins with 15-30% Si promotes dispersion and spheroidization of primary and eutectic particles of the siliceous phase. At the same time, their mechanical properties are significantly increased: the ultimate resistance increases by 1.5-1.8 times, the relative elongation increases by 2-4 times compared to the cast state.*

Keywords: *silumins, melt treatment, hydrogen, silicon, plastic deformation, mechanical properties.*

Для развития современных отраслей машиностроения требуются металлические материалы, имеющие хорошие механические свойства, малый удельный вес и при этом невысокую стоимость. При разработке таких материалов особое внимание уделяется сплавам системы Al-Si заэвтектического состава. Они имеют благоприятное сочетание малого удельного веса, низкого температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) и высокой износостойкости. Однако серьезным недостатком заэвтектических сплавов Al-Si являются низкие механические свойства, которые контролируются количеством, размерами и характером распределения кристаллов первичного кремния (КПК), а также объемной долей эвтектики (α +Si) [1].

В связи с этим обязательной технологической операцией при выплавке силуминов является модифицирование, которое осуществляется путем введения в расплав различных веществ-модификаторов, влияющих на параметры процесса кристаллизации. Основной целью такой обработки расплава является диспергирование и изменение морфологии структурных составляющих, а также более равномерное распределение их по объему слитка [2]. Обзор публикаций по проблеме исследования позволяет утверждать, что значительное влияние на структуру и механические свойства сплавов системы Al-Si может оказывать водород, однако его использование для повышения свойств сплавов, содержащих более 15% Si изучено недостаточно [3-5].

Для обеспечения необходимого комплекса свойств нами ранее были разработаны многочисленные способы модифицирования сплавов системы Al-Si водородосодержащими веществами [6-10], однако не было показано, как эти способы влияют на способность к пластической деформации сплавов

алюминия с 15-30% кремния.

Целью настоящей работы являлось создание технологичного способа обработки расплава, предусматривающего увеличение содержания водорода, для модифицирования структуры в литом состоянии и повышения деформируемости сплавов Al – 15÷30% Si.

Для выплавки сплавов использовали технически чистые металлы и лигатуры. Для приготовления сплавов применяли закрытые лабораторные печи типа СШОЛ и печи шахтного типа с нагревателями из карбида кремния. В зависимости от назначения вес плавки составлял 0,5 – 5 кг. Рабочие температуры от 600 до 1400 °С. Для устранения действия побочных факторов при температурах расплава выше 750 – 800 °С использовали алундовые тигли. Для изменения структуры и свойств отливок применяли различные виды обработки расплава, в том числе проводили наводороживание расплава путем введения гидрида лития и выстаивания в атмосфере водяного пара.

Модифицирование фосфористой медью в количестве 0,1–0,2 % от массы расплава осуществляли при 1000°С. Комплексное модифицирование расплава фосфористой медью и гидридом лития в количестве 0,1 % от массы расплава проводили при температуре 850 – 900°С. Вначале вводили фосфористую медь, затем расплав обрабатывали гидридом лития. Однако введение его в расплав сопровождалось пироэффектами, а также выбросами металла, вероятность и интенсивность которых возрастают при повышении температуры расплава.

Наиболее технологично наводороживание расплава за счет выстаивания его в атмосфере водяного пара, которое осуществляли следующим образом. В закрытую печь через фарфоровую трубку на поверхность расплава каплями подавалась вода. При попадании на поверхность жидкого металла вода превращалась в пар, водяной пар разлагался по реакции $\text{H}_2\text{O} \rightarrow 2\text{H} + \text{O}$, что приводило к насыщению расплава водородом. Влажность пара составляла 100 – 200 г/см³ при нормальном давлении, поэтому наводороживание расплава определялось его температурой и временем обработки. Использование предложенной методики при обычных температурах плавки (до 1000 °С) позволяет изменять содержание водорода в отливках, залитых в кокиль от 0,1 до 10 см³/100 г металла. Для исследований был выбран режим выстаивания в атмосфере водяного пара при 920 °С в течение 15 – 45 мин.

После обработки расплав выдерживали в течение 10–15 мин. и заливали в холодный алюминиевый кокиль (скорость охлаждения ~ 10–30 °С/с). Контроль температуры расплава проводили термопарами: в интервале 600 – 1100 °С хромель-алюмелевой, а в интервале 1100 – 1400 °С вольфрам-рениевой.

Пластическую деформацию изучаемых сплавов проводили путем свободнойковки и прокатки. Прокатку проводили на лабораторном одноклетье-вом двухвалковом реверсивном стане с диаметром валков 130 мм и скоростью прокатки 0,5 м/сек. Привод движения осуществляли на нижний валок с передачей вращения на верхний валок шестеренной парой. Степень обжатия ре-

гулировали нажимным устройством. Мощность двигателя стана составляла 20 кВт. Образцы нагревали до температуры 500 – 550 °С. Обжатие за проход, количество проходов и суммарное обжатие изменялось в зависимости от структуры и свойств сплавов. Исходная толщина заготовок составляла 15 – 30 мм, конечная – 1 – 3 мм. Конечная степень деформации проката составляла: 94, 91 и 89% для сплавов алюминия с 15, 20 и 30%Si соответственно.

Ковку проводили на пневматическом молоте с массой падающих частей 150 кг. Нагретые до указанных температур слитки протягивали со степенью вытяжки 4 и 16, что соответствовало деформации 75 и 94 %.

Термическая обработка сплавов, проводимая на разных этапах эксперимента, включала в себя смягчающий отжиг литых заготовок, нагрев под деформацию и промежуточный отжиг, а также отжиг деформированных образцов. Температура нагрева при отжиге и деформации сплавов была примерно одинаковой и составляла 500 – 530 °С. Нагрев образцов проводили в печах типа СНОЛ. Контроль температуры осуществляли с помощью термопары хромель-алюмель.

Микроструктуру сплавов изучали в литом состоянии и после пластической деформации. Для изучения литой структуры отрезали темплет от донной части слитков, на котором готовился шлиф. Структуру деформированных полуфабрикатов изучали на шлифах, вырезанных как вдоль, так и поперек направления деформации. Изучение микроструктуры сплавов осуществляли с помощью оптического микроскопа *OLYMPUS GX-51* при увеличениях $\times 100$ и 200 .

Содержание атомарного водорода определяли на лабораторной установке В-1 методом вакуум-нагрева в соответствии с ГОСТ 21132.1-98 «Алюминий и сплавы алюминиевые. Метод определения водорода в твердом металле вакуум-нагревом». Метод основан на экстракции водорода из анализируемого металла, нагретого ниже температуры плавления, в диапазоне 500 – 600°С, в вакууме при остаточном давлении $(6,65\text{--}9,31) \cdot 10^{-5}$ Па. Установка позволяет определять содержание водорода с точностью до 0,15 см³/100 г металла. Испытания на статическое растяжение при обычной температуре проводили на разрывной машине УММ-5 по ГОСТ 1497-84. Для испытаний использовали образцы с рабочей частью в виде цилиндра или стержня с прямоугольным сечением (плоские образцы). Из деформированных заготовок образцы вырезали вдоль направления деформации.

При исследовании влияния модифицирования на структуру и свойства сплавов, содержащих 15 – 30 % Si, было установлено, что после обработки расплава модификаторами, в состав которых входят фосфор- и водородсодержащие вещества, достигается увеличение содержания водорода в слитках и значительное измельчение кристаллов кремнистой фазы. Микроструктура сплавов Al – 20 % Si до и после обработки расплава предложенными выше модификаторами изучена при увеличении $\times 200$ и приведена на рис. 1. Металлографический анализ показал, что в микроструктуре сплава обычного приготовления присутствуют грубые кристаллы кремнистой фазы неправильной формы и тонкодисперсная эвтектика (α +Si). Из-за неравновесной

кристаллизации в структуре имеются дендриты α -твердого раствора, окаймляющие первичные кристаллы кремнистой фазы. В результате обработки расплава широко применяемым в промышленности модификатором Cu_3P размер кристаллов кремнистой фазы уменьшается до 50 – 60 мкм и они приобретают более округлую форму, однако происходит огрубление эвтектики. При комплексном модифицировании, которое заключалось в обработке смесью $\text{Cu}_3\text{P}+\text{LiH}$, формируются мелкодисперсные КПК, размер которых не превышает 20 мкм. По сравнению с широко применяемым в промышленности способом обработки расплава Cu_3P применение комплексного модифицирования смесью $\text{Cu}_3\text{P}+\text{LiH}$ весьма эффективно, т.к. содержание водорода в сплавах увеличивается примерно в два раза, при этом средний размер первичных кристаллов кремния уменьшается также примерно в два раза, при этом предельная степень пластической деформации увеличивается в 1,1 – 1,4 раза.

На рисунке 1, г представлена микроструктура сплава $\text{Al} - 20\% \text{Si}$, наводороженного путем выстаивания в атмосфере водяного пара при 920 °С в течение 45 минут. Обработка расплава этим способом позволяет увеличить количество определяемого атомарного водорода до 2,3 см³/100 г металла и получить эвтектическую тонкодисперсную структуру, характерную для сплавов $\text{Al} - 10 \div 13\% \text{Si}$.

Механические характеристики сплава $\text{Al} - 20\% \text{Si}$, выплавленного без модифицирования, модифицированного Cu_3P , смесью $\text{Cu}_3\text{P}+\text{LiH}$ и наводороженного представлены в таблице 1.

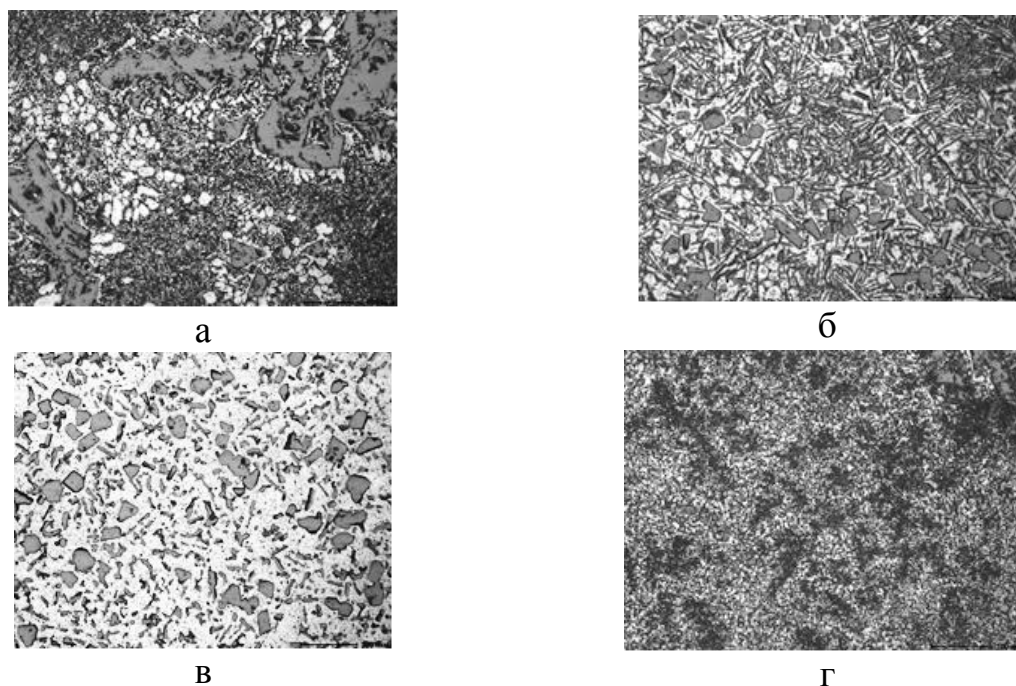


Рисунок 1 – Микроструктура сплава $\text{Al} - 20\% \text{Si}$: обычного приготовления (а), модифицированного Cu_3P (б), модифицированного $\text{Cu}_3\text{P}+\text{LiH}$ (в), наводороженного (г)

Из приведенных в таблице 1 данных следует, что временное

сопротивление сплавов после обработки в атмосфере водяного пара увеличивается в 1,4–1,5 раз по сравнению со сплавом обычного приготовления, а относительное удлинение возрастает в 2 – 2,5 раза. Столь существенное увеличение механических свойств обусловлено благоприятными структурными изменениями.

Таблица 1 – Сравнительные механические свойства сплава Al – 20 % Si после различных способов обработки расплава

Способ обработки расплава	Механические характеристики		Содержание водорода, см ³ /100 г Ме
	Временное сопротивление, σ_B , МПа	Относительное удлинение, δ , %	
Без обработки расплава	97	0,8	0,3
Модифицирование расплава 0,1 % Cu ₃ P	134	1,6	0,7
Модифицирование расплава 0,1 % смеси Cu ₃ P+LiH	147	1,5	1,5
Выстаивание расплава в атмосфере водяного пара	145	2,0	2,3

Благодаря получению модифицированной структуры для сплавов Al – 15÷30% Si, характеризующейся резким уменьшением размеров КПК и благоприятным изменением строения эвтектики от пластинчатой к глобулярной стала возможной пластическая деформация исследуемых сплавов.

После проведения пластической деформации, которую осуществляли путем свободнойковки и прокатки проводили металлографические исследования и механические испытания. Механические характеристики проката определяли также после проведения отжига (500 °С в течение 10 ч), который необходим для снятия внутренних напряжений и повышения пластичности.

Микроструктура слитков после деформации изучена при увеличении $\times 100$ и приведена на рис. 2, а механические свойства деформированных сплавов – в табл.2. Можно отметить, что горячая деформация оказывает положительное влияние на механические свойства, особенно на пластичность силуминов. Причиной такого повышения свойств является улучшение структуры при деформации, прежде всего, измельчение и сфероидизация КПК и эвтектических частиц кремнистой фазы.

Таким образом, применение разработанного способа модифицирования позволяет повысить деформируемость и механические характеристики заэвтектических сплавов системы Al–Si после горячей пластической деформации. При этом механические свойства деформированных полуфабрикатов превышают даже свойства спеченных алюминиевых сплавов. Так, прокат и поковки, полученные из силуминов с содержанием кремния 15, 20 и 30 %, имеют предел прочности в 1,5–1,8 раза выше, чем сплавы в литом состоянии.

Относительное удлинение проката и поковок из всех исследованных сплавов возрастает от 0,5÷2,2 % до 3,0÷6,6 % по сравнению с литым состоянием.

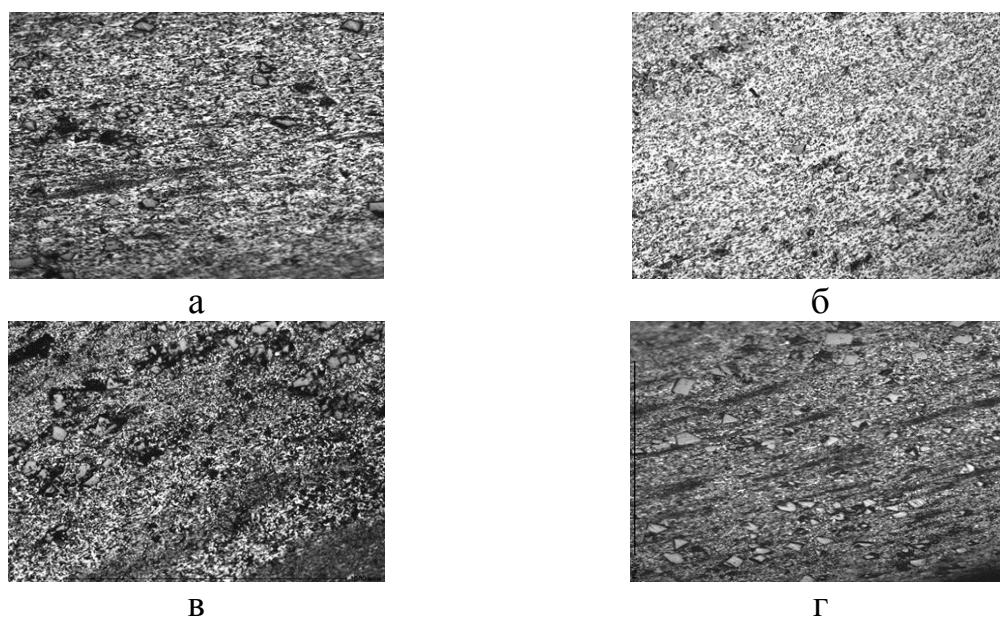


Рисунок 2 – Микроструктура деформированных заэвтектических сплавов Al-Si: сплава Al – 15 %Si без обработки расплава (а) и после модифицирования (б); сплава Al – 20 %Si без обработки расплава (в) и после модифицирования (г)

В связи с устранением микропористости, а также уменьшением общего газосодержания в деформированном металле удельный вес деформированных заэвтектических силуминов немного увеличивается. Так, удельный вес сплава Al – 15 % Si возрастает от 2622,4 до 2634,0 кг/м³, а удельный вес сплава Al – 20 % Si увеличивается от 2602,0 до 2614,5 кг/м³.

Таблица 2 – Механические характеристики сплавов Al-Si после различной обработки

Технология обработки	Механические свойства сплавов					
	Al – 15 %Si		Al – 20 %Si		Al – 30 %Si	
	σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа	δ , %
Литой	166	2,2	145	2,0	120	0,5
Прокат	186	0,7	198	0,2	130	0,1
Прокат и отжиг	216	8,2	217	5,6	161	2,3
Ковка	256	6,6	238	5,2	215	3,0

Выводы

1. Обработка расплава, увеличивающая содержание диффузионно-подвижного водорода в заэвтектических сплавах Al-Si, способствует диспергированию первичных и эвтектических кристаллов кремнистой фазы и даже получению в заэвтектическом сплаве структуры эвтектики без КПК,

вследствие чего значительно повышаются механические свойства высококремнистых сплавов и их деформируемость.

2. Установлено, что горячая пластическая деформация модифицированных заэвтектических сплавов Al–Si способствует улучшению параметров их структуры, прежде всего, дополнительному измельчению и сфероидизации КПК и эвтектических частиц кремнистой фазы. При этом значительно повышаются их механические свойства: временное сопротивление возрастает в 1,5 – 1,8 раза, а относительное удлинение увеличивается в 2 – 4 раза по сравнению с литым состоянием.

Библиографический список

1. Строганов Г.Б. Сплавы алюминия с кремнием / Г.Б. Строганов, В.А. Ротенберг, Г.Б. Гершман. – Москва: Металлургия, 1977. – 272 с.
2. Напалков В.И. Модифицирование алюминиевых сплавов / В.И. Напалков, С. В. Махов., А. В. Поздняков. – Москва: МИСИС, 2017. – 347 с.
3. Борисов Г.П. О роли водорода в формировании структуры и свойств алюминиевых сплавов / Г.П. Борисов // Металлургия машиностроения. – 2005. – № 5. – С. 11–20.
4. Колачев Б.А. Водород в металлах и сплавах / Б.А. Колачев // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1999. – №3. – С. 3 – 11.
5. P.D. Hess and G.K. Tumbull. Effects of Hydrogen on Properties of Aluminum Alloys // Paper from Hydrogen in Metals, American Society for Metals. – 1974. – P. 277–287.
6. Афанасьев В.К. Водород – легирующий элемент алюминиевых сплавов / В.К. Афанасьев, М.В. Попова, А.Н. Прудников, М.В. Зезиков, А.В. Горшенин // Известия вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 6. – С. 36–39.
7. Попова М.В. Наследственное влияние обработки шихты и расплава на терморасширение заэвтектических силуминов / М.В. Попова, А.А. Ружило // Литейное производство. – 2000. – № 10. – С. 4–6.
8. Афанасьев В.К. О влиянии водяного пара на формирование свойств высококремнистых Al-сплавов / В.К. Афанасьев, В.В. Герцен, С.В. Долгова, Ю.М. Мусохранов, М.В. Попова // Металлургия машиностроения. – 2015. – № 5. – С. 17–21.
9. Афанасьев В.К. Влияние обработки расплава водяным паром на тепловое расширение сплавов Al-20...40 % Si / В.К. Афанасьев, М.В. Попова, С.В. Долгова, А.В. Горшенин, М.А.Малюх // Металлург. – 2019. – № 1. – С. 71-76.
10. Афанасьев В.К. Воздействие водорода на структуру и свойства заэвтектического силумина с 15% кремния / В.К. Афанасьев, М.В. Попова, А.Н. Прудников // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2022. – №6 (804). – С. 10–16.

ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ МАРКИ К76Ф НА УДАРНУЮ СТОЙКОСТЬ МЕЛЮЩИХ ШАРОВ

Уманский А.А., Симачев А.С., Думова Л.В., Сафонов С.О.

***Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, umanskii@bk.ru***

Аннотация. На основании комплекса статистических и металлографических исследований установлено качественное и количественное влияние химического состава рельсовой стали марки К76Ф на ударную стойкость мелющих шаров, прокатанных из отбраковки заготовок указанной стали. Показано, что повышение содержания углерода, водорода и серы в указанной рельсовой стали приводит к снижению ударной стойкости мелющих шаров; при этом относительная степень влияния содержания указанных химических элементов на ударную стойкость шаров составляет 48%. Дополнительными исследованиями показано, что оставшиеся 52% связаны с влиянием температуры прокатки шаров и параметрами их термообработки.

Ключевые слова: заготовки рельсовой стали, мелющие шары, ударная стойкость, химический состав, дефекты, термическая обработка

STUDIES OF THE INFLUENCE OF THE CHEMICAL COMPOSITION OF K76F GRADE RAIL STEEL ON THE IMPACT RESISTANCE OF GRINDING BALLS

Umanskii A.A., Simachev A.S., Dumova L.V., Safonov S.O.

***Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russian Federation, umanskii@bk.ru***

Abstract. On the basis of a complex of statistical and metallographic studies, the qualitative and quantitative influence of the chemical composition of K76F grade rail steel on the impact resistance of grinding balls rolled from the rejection of blanks of the specified steel has been established. It is shown that an increase in the content of carbon, hydrogen and sulfur in the specified rail steel leads to a decrease in the impact resistance of grinding balls; at the same time, the relative degree of influence of the content of these chemical elements on the impact resistance of the balls is 48%. Additional studies have shown that the remaining 52 % are related to the influence of the rolling temperature of the balls and the parameters of their heat treatment.

Keywords: rail steel billets, grinding balls, impact resistance, chemical composition, defects, heat treatment.

В настоящее время получают развитие технологические решения по переработке отбраковки непрерывнолитых заготовок рельсовых сталей в нерельсовые виды проката, в том числе в мелющие шары [1-4]. Имеются примеры массового производства мелющих шаров из отбраковки рельсовых сталей на предприятиях, традиционно являющихся ведущими отечественными производителями катаных помольных шаров (ОАО «Гурьевский металлургический завод» – ОАО «ГМЗ»).

Характерной особенностью отбракованных заготовок рельсовых сталей является более широкий интервал варьирования концентрации основных химических элементов по сравнению с годными заготовками, идущими для дальнейшего производства из них железнодорожных рельсов. С учетом данного факта, а также принимая во внимание специфические особенности структуры заготовок рельсовых сталей по сравнению с заготовками специализированных шаровых сталей [5-7], исследования влияния химического состава рельсовой стали на показатели качества производимых мелющих шаров представляют научно-практический интерес и являются актуальными.

В представленной работе приводятся результаты исследований влияния химического состава отбракованных заготовок рельсовой стали марки К76Ф на ударную стойкость мелющих шаров, произведенных из указанной отбраковки в условиях ОАО «ГМЗ».

Статистическими исследованиями влияния концентрации основных химических элементов в рельсовой стали К76Ф на отбраковку шаров по результатам копровых испытаний установлено, что повышение содержания углерода, водорода и серы в рассматриваемой стали в фактических пределах изменения концентрации данных элементов (таблица 1) приводит к снижению ударной стойкости шаров – повышению брака по результатам копровых испытаний:

$$B_{\text{КОПР}} = -12,9 + 11,8 \cdot [C] + 3,7 \cdot [H] + 102,3 \cdot [S], \quad (1)$$

где $B_{\text{КОПР}}$ – брак шаров по результатам копровых испытаний, %;

$[C]$, $[S]$ – содержание углерода и серы в стали, %;

$[H]$ – содержание водорода в стали, ppm.

Металлографическими исследованиями, проведенными с целью обоснования механизмов влияния содержания вышеперечисленных химических элементов на ударную стойкость шаров, установлено, что повышение содержания углерода до заэвтектоидных значений приводит к образованию карбидов цементитного типа (рисунок 1). Фактически содержание углерода, соответствующее заэвтектоидной стали (0,83-0,85 %), имеет место в осевой зоне шаров при содержании углерода в поверхностном слое на уровне 0,78 %.

Повышение содержания водорода в рельсовой стали марки К76Ф приводит к увеличению вероятности образования флокенов, выявленных в изломе ряда расколовшихся шаров (рисунок 2).

В свою очередь повышение содержания серы в рельсовой стали приводит к увеличению концентрации и образованию скоплений непластичных

сульфидов, выявленных в зоне локализации трещин (рисунок 3).



Рисунок 1 – Карбиды цементитного типа в шаре из стали К76Ф, не выдержавшего испытания на ударную стойкость



Рисунок 2 – Флокены в изломе мелющих шаров из рельсовой стали К76Ф

В целом по данным проведенного анализа суммарная относительная степень влияния содержания углерода, водорода и серы в рельсовой стали марки К76Ф на отбраковку шаров при копровых испытаниях составила 48%.

Оставшиеся 52 % необъясненной вариации относятся к влиянию параметров прокатки и закалки шаров. Так дополнительно проведенными исследованиями установлено, что повышение температуры прокатки шаров из стали К76Ф в интервале 900-980 °С приводит к увеличению их ударной стойкости, то есть снижению отбраковки при копровых испытаниях:

$$B_{\text{КОПР}} = 17,9 - 0,015 \cdot [t], \quad (2)$$

где $B_{\text{КОПР}}$ – отбраковка шаров по результатам копровых испытаний, %;
 t – температура прокатки шаров, °С.

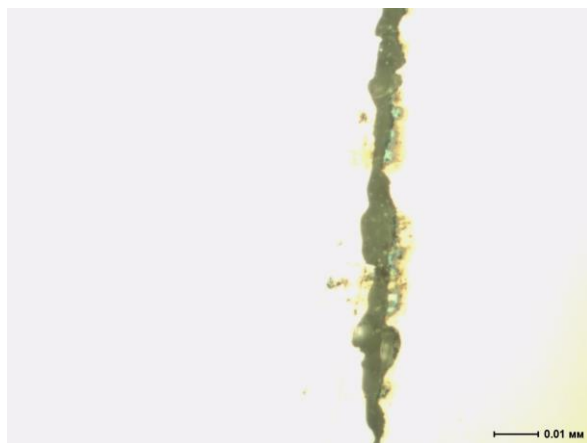


Рисунок 3 – Неметаллические включения в области локализации трещины мелющего шара из рельсовой стали K76Ф

Наличие значимого влияния параметров термообработки мелющих шаров из рельсовой стали K76Ф на их ударную стойкость подтверждается выявленными в ходе металлографических исследований закалочными трещинами по границам раздела фаз (рисунок 4).



Рисунок 4 – Микротрещина по границам зерен в шаре из рельсовой стали K76Ф, не выдержавшем испытание на ударную стойкость

Заключение

На основании статистических исследований установлено значимое влияние повышения содержания углерода, водорода и серы в рельсовой стали марки K76Ф на снижение ударной стойкости мелющих шаров, прокатанных из отбраковки заготовок указанной стали. Показано, что суммарная относительная степень влияния содержания указанных химических элементов на ударную стойкость шаров составляет 48%, оставшиеся 52% связаны с влиянием температуры прокатки шаров и параметрами их термообработки. Полученные результаты подтверждены металлографическими исследованиями характерных дефектов мелющих шаров, выявленными на шарах, не выдержавших испытания на ударную стойкость.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-20170, за счет гранта Кемеровской области – Кузбасса.

Библиографический список

1. Pater Z., Tomczak J., Bulzak T., Andrietti S., Barbelet M. An innovative method for producing balls from scrap rail heads // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2018. Vol. 97. No. 1-4. P. 893-901.
2. Tomczak J., Pater Z., Bulzak T. The flat wedge rolling mill for forming balls from heads of scrap railway rails // Archives of Metallurgy and Materials. 2018. Vol. 63. No. 1. P. 5-12.
3. Tomczak, J., Pater, Z., Bulzak, T. The flat wedge rolling mill for forming balls from heads of scrap railway rails // Archives of Metallurgy and Materials. 2018. Vol. 63. No. 1. pp. 5-12.
4. Баранов, Н. А. Производство мелющих шаров из рельсовой стали / Н. А. Баранов, О. Н. Тулупов // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования. 2017. Т. 1. С. 96-99.
5. Ефременко, В. Г. Металлографический анализ причин разрушения стальных катаных тел для барабанных мельниц / В. Г. Ефременко // Вестник Приазовского государственного технического университета. – 2000. – №9. – С. 89-91.
6. Уманский, А.А. Исследование влияния макро- и микроструктуры стальных помольных шаров на их ударную стойкость / Уманский А. А., Головатенко А. В., Осколкова Т. Н. [и др.]. // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2019. – Т. 62. – № 4. – С. 283-289.
7. Сталинский Д.В. Выбор материала и технологий термической обработки мелющих шаров, работающих преимущественно в условиях абразивного износа / Д.В. Сталинский, А.С. Рудюк, В.К. Солёный // Сталь. 2017. №6. С. 64-69.

УДК 669.715.017

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА С ДОБАВКАМИ ДИОКСИДА ТИТАНА

**Хамид. Махан М.^{1,2}, Коновалов С.В.³, Куценко А.А.³,
Цветков А.В.³, Панченко И.А.³**

¹*Самарский национальный исследовательский
университет им. академика С.П. Королева, г. Самара, Россия*
²*Средний технический университет, Технический институт Бакуба,
г. Дивала, Ирак*
³*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, konovalov@sibsiu.ru*

Аннотация. В данном исследовании мы упрочняли алюминиевый сплав 2024 различными массовыми долями наночастиц диоксида титана методом

литья с перемешиванием с последующей термической обработкой. Основная цель заключалась в изучении влияния добавки наночастиц TiO_2 на микроструктуру и механические свойства композита из алюминиевого сплава 2024. СЭМ, РСА, энергодисперсионный анализ позволили охарактеризовать микроструктуру, элементный и фазовый состав образцов.

Ключевые слова: Композиты с металлической матрицей, наночастицы, алюминиевая матрица, диоксид титана, закалка, старение.

INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF AN ALUMINUM ALLOY WITH TITANIUM DIOXIDE ADDITIVES

Hamid. M. Mahan^{1,2}, Konovalov S.V.³, Kutsenko A.A.³,
Tsvetkov A.V.³, Panchenko I.A.³

¹*Samara National Research University, Samara, Russia*

²*Middle Technical University, Baqubah Technical Institute,
Divala, Iraq.*

³*Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, konovalov@sibsiu.ru*

Abstract. In this study, we strengthened 2024 aluminum alloy with various mass fractions of titanium dioxide nanoparticles by stir casting followed by heat treatment. The main goal was to study the effect of adding TiO_2 nanoparticles on the microstructure and mechanical properties of a 2024 aluminum alloy composite. SEM, XRD, and energy dispersive analysis made it possible to characterize the microstructure, elemental, and phase composition of the samples.

Key words: Metal matrix composites, nanoparticles, aluminum matrix, titanium dioxide, quenching, aging.

Одним из наиболее сложных аспектов производства прочных, легких и недорогих инженерных материалов является получение высокого отношения прочности к весу, подходящего для транспортных средств [1]. Глобальная потребность в таких изделиях для автомобильной и аэрокосмической промышленности привлекла внимание исследователей в области композиционных материалов [2-3]. Благодаря превосходным механическим свойствам композиты с алюминиевой матрицей представляют собой передовые материалы, сочетающие в себе характеристики легкого и прочного матричного материала с твердым керамическим армированием [4]. Они удовлетворяют потребность рынка в легких, прочных и высокопроизводительных компонентах [5-6].

Традиционно наиболее распространенными керамическими армирующими элементами, используемыми в последние несколько десятилетий, являются карбиды (SiC , TiC), оксиды (Al_2O_3 , ZrO_2 , TiO_2) и нитриды (TiN , AlN) [7,8]. В работе [9] показано, что добавление 10 мас. % SiC и 5 мас. % наночастиц Al_2O_3 в алюминиевый сплав 7075-T651 увеличивает усталостную проч-

ность на 13 % по сравнению с основным металлом. Наличие наночастиц ZrO_2 в алюминиевой матрице значительно повышает износостойкость и твердость алюминиевого сплава А356 [10]. Алюминиевый сплав 6063-Т6, армированный наночастицами TiO_2 в количестве 7 мас. %, имеет на 13 % более высокую усталостную прочность, чем основной металл [11]. Добавление 2 мас. % наночастиц TiN в А12024 с последующим старением увеличивает предел прочности на разрыв на 38 %, а предел текучести и относительное удлинение снижаются с 376,5 МПа и 12,7 % до 359,1 МПа и 9,4 % соответственно [12].

Алюминиевый сплав 2024 (АА2024) содержит медь, магний, марганец и некоторые другие второстепенные легирующие элементы и обладает отличным соотношением предела прочности при растяжении к пределу текучести при повышенных температурах, высокой пластичностью, усталостной прочностью и сопротивлением разрушению [13]. Эти свойства, а также способность образовывать выделения второй фазы для повышения прочности (старение) определяют высокий спрос на АА2024 в аэрокосмической и автомобильной промышленности. Добавление 10 мас. % наночастиц TiO_2 со средним размером 50 нм в матрицу АА2024 путем механического измельчения и горячего прессования увеличивает твердость по Виккерсу на 54 % и прочность на 13 % [14]. Хотя свойства композита улучшаются по сравнению с монолитным сплавом, недостатком этой технологии может быть низкая величина удлинения, что может негативно сказаться на надежности сплава при приложении внешних напряжений. Сопротивление ползучести также повышается за счет включения в алюминиевую матрицу 3 об. % наночастиц TiO_2 (размером 15 нм), поскольку поведение ползучести в основном зависит от диффузионных потоков матрицы, которые строго ограничены наночастицами [15].

Поскольку АА2024 обладает перспективными свойствами в различных областях, а сплавы Al-Cu-Mg могут быть упрочнены путем старения за счет введения в матрицу выделений частиц второй фазы, а также за счет добавления твердых частиц при производстве материала, в данном исследовании мы стремимся исследовать механические свойства сплава АА2024, полученного методом обычного литья с перемешиванием с последующим старением раствора с добавлением различных массовых долей наночастиц TiO_2 .

Анализ испытаний на растяжение и твердость полученных образцов с различной массовой долей армирующих частиц TiO_2 показал, что в целом образцы вели себя хрупко, о чем свидетельствуют низкие значения относительного удлинения при разрыве (не более 6 %). Исходный образец имеет предел прочности при растяжении (UTS) 208 МПа и относительное удлинение до разрушения 3,5 %. Добавление 2,5 мас. % частиц TiO_2 увеличили ВПР на 43 % до 299 МПа и относительное удлинение на 18 % до 4 %. Дальнейшее увеличение содержания TiO_2 до 5 мас. % незначительно снизило ВТС с 299 МПа до 273 МПа и практически не изменило относительное удлинение. По балансу между прочностью и пластичностью сплав, полученный добавкой 7,5 мас. % TiO_2 показал оптимальные свойства по сравнению с другими благодаря относительно высокому пределу текучести 286 МПа и относительному

удлинению 6 %. Предел текучести полученных композитов достигает максимального значения 240 МПа при содержании TiO_2 2,5 мас. %, что выше, чем в исходном материале, на 20 %.

Добавление 2,5 мас.% и 5 мас. % TiO_2 повышает твердость до 13 % и 40 % соответственно, а при 7,5 мас. % TiO_2 значение уменьшается на 14 %. Такой рост можно объяснить присутствием в алюминиевой матрице частиц TiO_2 , которые препятствуют движению дислокаций (упрочнение раствора).

По сравнению с результатами предыдущих исследований композиты, полученные в данном исследовании, имеют меньшую твердость по UTS, YS и по Виккерсу, но лучшее удлинение до разрушения [14]. Это может быть связано с различными способами изготовления материалов. Маршрут в [14] состоял из механического фрезерования с последующим горячим прессованием. Внешнее напряжение при изготовлении приводило к более высокой плотности композита и, следовательно, к более высоким значениям твердости. Литье с перемешиванием с последующим старением раствора, используемое в этом исследовании, вероятно, привело к менее плотным композитам, но также и к более подвижным дислокациям, которые способствуют пластической деформации [16]. Поэтому максимальное удлинение было значительно выше (на 3 %).

Анализ микроструктуры изготовленных образцов после литья и термической обработки показал, что вторичные фазы, состоящие из легирующих элементов, распределяются по границам зерен и в виде отдельных частиц внутри границ. Доли площадей интерметаллидов (белые области), полученные с помощью программы анализа изображений ImageJ, показали следующие результаты: исходный образец содержит 4,4 % интерметаллидов, при 2,5 мас. % TiO_2 – 7,3 %, при 5 мас. % TiO_2 – 3,5 % и при 7,5 мас. % TiO_2 – 5 %.

Отжиг на твердый раствор и старение алюминиевого сплава 2024 приводят к образованию выделений CuAl_2Mg и CuAl_2 . Добавление частиц TiO_2 может увеличить количество осадков после гомогенизации и обработки старением [17]. Однако на рисунке 4 видно, что частицы Ti равномерно распределены в микроструктуре сплава 2024 без образования выделений даже по границам зерен, где обычно происходит скопление частиц и выделений. Это может быть связано с высокой растворимостью наночастиц TiO_2 в структуре матрицы.

Согласно рентгенограммам алюминиевого композита 2024 интенсивность пиков постепенно возрастает с увеличением количества TiO_2 за счет эффекта уширения [18]. Пики Al наблюдаются при $38,50^\circ$, $44,64^\circ$, $65,14^\circ$, $78,18^\circ$ и $82,5^\circ$. Основные пики выделения вторых фаз относятся к Al_2Cu , MgCuAl_2 . Пики, относящиеся к наночастицам TiO_2 , имеют низкую интенсивность даже при увеличении массовой доли. В литературе есть сообщения о реакциях между Al и TiO_2 , которые дают Al_3Ti и Al_2O_3 в качестве конечных продуктов [19-20]. Однако в этом исследовании явного прореагировавшего продукта не наблюдается, что хорошо согласуется с результатами анализа SEM-EDS.

Таким образом, технология литья с перемешиванием с последующим

старением раствора является подходящей технологией для производства композитов AA2024-TiO₂. Механические свойства этих композитов несколько ниже, чем у получаемых при механическом измельчении, но из-за более низкой стоимости в ряде случаев эта технология может оказаться более экономически эффективной. Дальнейшие исследования должны быть проведены для оценки других свойств композитов AA2024-TiO₂, изготовленных этим методом, таких как износостойкость и коррозионная стойкость, усталостная прочность и др.

Исследования выполнены в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 0809-2021-0013.

Библиографический список

1. D. Yang, F. Qiu, Q. Zhao, Q. Jiang, J. of Alloys and Comp. 698 (2017). DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.12.169.
2. A.S. Walia, V. Srivastava, V. Jain, S.A. Bansal. Lect. Notes in Mech. Eng, 2020. DOI:10.1007/978-981-15-4059-2_10.
3. G. Singh, S. Goyal. Part. Sci. and Tech. 36 (2018). DOI:10.1080/02726351.2016.1227410.
4. S.Y. Duan, C.L. Wu, Z. Gao, L.M. Cha, T.W. Fan, J.H. Chen. Acta Materialia. 129 (2017). DOI:10.1016/j.actamat.2017.03.018.
5. V. Khanna, V. Kumar, S.A. Bansal. Mat. Today: Proceedings. 38 (2021). DOI:10.1016/j.matpr.2020.07.221.
6. R. Chandel, N. Sharma, S.A. Bansal. Emerg. Mat. 4 (2021). DOI:10.1007/s42247-021-00186-6.
7. J. Lan, X. Shen, J. Liu, L. Hua. Mat. Sci. and Eng. A. 745 (2019). DOI:10.1016/j.msea.2018.12.051.
8. S.V. Konovalov, V.I. Danilov, L.B. Zuev, R.A. Filip'ev, V.E. Gromov. Physics of the Solid State. 49 (8). 2007. DOI: 10.1134/S1063783407080094
9. S. Divagar, M. Vigneshwar, S.T. Selvamani, Mat. Today: Proceed. 3 (2016) DOI:10.1016/j.matpr.2016.11.021.
10. M. Karbalaei Akbari, O. Mirzaee, H.R. Baharvandi, Mat. and Design. 46 (2013). DOI:10.1016/j.matdes.2012.10.008.
11. M.H. Jaber, G.A. Aziz, A.J. Mohammed, H.J. AL-AIKawi. Nanocomp. 6 (2020). DOI:10.1080/20550324.2020.1769976.
12. J. Cheng, B. Li, Q. Cai, B. Zhao, C. Xu, Z. Chen. Mat. Charact. 181 (2021). DOI:10.1016/j.matchar.2021.111497.
13. J. Ahn, L. Chen, E. He, J.P. Dear, C.M. Davies. J. of Manuf. Proc. 34 (2018). DOI:10.1016/j.jmapro.2018.05.028.
14. J.H. Shin, H.J. Choi, D.H. Bae. Mat. Sci. and Eng.: A. 607 (2014). DOI:10.1016/j.msea.2014.04.038.
15. J. Shin, D. Bae. Adv. Eng. Mat. 15 (2013). DOI:10.1002/adem.201300099.

16. E.J. Mittemeijer, Fundamentals of Materials Science, Berlin, Heidelberg (2011) 594 p.
17. M.S. Ahmadvand, A. Azarniya, H.R. Madaah Hosseini. J. of Alloys and Comp. 789 (2019). DOI:10.1016/j.jallcom.2019.03.054.
18. D. Chu, J. Zhang, J. Yao, Y. Han, C. Wu. Trans. of Nonferr. Met. Society of China. 27 (2017). DOI:10.1016/S1003-6326(17)60279-6.
19. G.P. Zhang, Q.S. Mei, F. Chen, Y. Ma, X.M. Mei, J.Y. Li, X.F. Ruan, L. Wan. Mat. Sci. and Eng.: A. 752 (2019). DOI:10.1016/j.msea.2019.03.012.
20. C.F. Feng, L. Froyen. Compos. Part A: Applied Science and Manuf. 31 (2000). DOI:10.1016/S1359-835X(99)00041-X.

УДК 669.15-194.2

ИССЛЕДОВАНИЯ И РАЗРАБОТКА ЦИФРОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ УПРАВЛЕНИЯ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ СТАЛЕЙ В ПРОЦЕССАХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Васильев А.А., Колбасников Н.Г.

*Санкт-Петербургский политехнический
университет Петра Великого,
г. Санкт-Петербург, Россия, nikolay.kolbasnikov@gmail.com*

Аннотация. *Описана общая структура интегральной математической модели формирования структуры и механических свойств низкоуглеродистых низколегированных сталей при горячей пластической деформации и фазовых превращениях. В совокупности с решением температурно-деформационной задачи, учитывающей особенности оборудования и технологии, например, листовой прокатки, интегральная модель структурообразования представляет собой цифровой аналог (цифровой двойник) промышленной технологии термомеханической обработки. Для описания процессов структурообразования в основном используются физически обоснованные математические модели. Калибровка математических моделей выполняется при помощи физического моделирования и заводских данных.*

Ключевые слова: *горячая деформация, математическое моделирование, формирование структуры, фазовые превращения, механические свойства сталей, низколегированные стали.*

RESEARCH AND DEVELOPMENT OF DIGITAL TECHNOLOGIES FOR CONTROLLING THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF STEELS IN THERMOMECHANICAL PROCESSING PROCESSES

Vasiliev A.A., Kolbasnikov N.G.

Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University,

Abstract. *The general structure of an integral mathematical model for the formation of the structure and mechanical properties of low-carbon low-alloy steels during hot plastic deformation and phase transformations is described. Together with the solution of the temperature-deformation problem, which takes into account the features of equipment and technology, for example, sheet rolling, the integral model of structure formation is a digital analogue (digital twin) of the industrial technology of thermomechanical processing. To describe the processes of structure formation, physically based mathematical models are mainly used. Mathematical models are calibrated using physical simulation and factory data.*

Keywords: *hot deformation, mathematical modeling, structure formation, phase transformations, mechanical properties of steels, low-alloy steels.*

Постановка задачи.

Структура определяет практически все свойства металлов, причем не только механические – пределы текучести, прочности, пластичность при растяжении, но и вязкие свойства при динамических испытаниях, коррозионную стойкость, длительную прочность, усталостные характеристики и другие. В связи с этим, разработав математические модели и компьютерные программы управления структурой в реальных промышленных технологиях, определив параметрические корреляции между конечной структурой и свойствами при помощи баз данных «химический состав – параметры обработки – структура – свойства», можно создать цифровые двойники промышленных технологий (цифровые технологии) термомеханической обработки сталей. Цифровые двойники значительно ускоряют принятие решений по оптимизации и разработке новых технологий изготовления сталей с заданным уровнем свойств. В связи с этим целью работ, выполненных за последние годы в лаборатории «Исследование и моделирование структуры и свойств металлических материалов» СПбПУ Петра Великого, явилось создание цифровых двойников промышленных технологий термомеханической обработки (иначе – цифровых технологий управления свойствами). Работы были выполнены в рамках совместных работ с ПАО «Северсталь», а также при финансовом содействии грантов РНФ. Если создание цифровых технологий конструирования машин и агрегатов является приоритетным направлением технологий машиностроения, автомобилестроения, авиа- и ракетостроения, то, в свою очередь, создание цифровых аналогов технологий управления свойствами сталей можно считать передовым и приоритетным направлением металлургических технологий изготовления и обработки металлов. Выполненные работы соответствует тематике Н1 Стратегии научно-технического развития РФ «Переход к передовым цифровым, интеллектуальным производственным технологиям...».

Основные задачи, выполнение которых обеспечивает достижение поставленной цели:

- создание экспериментальной и вычислительной базы;
- экспериментальные исследования для создания баз данных «химический состав – параметры обработки – структура – свойства»;
- исследование и создание комплекса математических моделей, описывающих формирование структуры на каждом этапе термомеханической обработки, а также параметрических уравнений, описывающих взаимосвязь определяющих параметров структуры и свойств сталей;
- решение комплекса задач о распределении температуры по объему металла и его изменении во время обработки;
- разработка интегральной модели, включающей совокупность математических моделей отдельных процессов структурообразования во взаимосвязи с изменением и распределением температуры металла и термомеханических параметров его обработки (рисунок 1);
- разработка компьютерных программ, обеспечивающих расчеты определяющих параметров структуры сталей и их механических свойств;
- реализация созданной цифровой технологии на промышленных предприятиях для управления и оптимизации технологий горячей прокатки, холодной прокатки и термической обработки сталей.

Задачи подобного рода решаются передовыми металлургическими предприятиями Европы, Северной Америки и Юго-Восточной Азии. Известны, например, компьютерные программы прогнозирования свойств сталей при горячей прокатке *Hot Strip Mill Model* (США и Канада, разработка фирмы *Integ Proses Group, Inc.* совместно с университетом Британской Колумбии, Ванкувер, Канада), а также европейская программа *VAI-Q-Strip*, разработанная исследовательским центром фирмы *Voest Alpine*, Австрия. Эти программы, как и продукты других разработчиков, включают описания процессов структурообразования при горячей деформации, основанные на эмпирических уравнениях типа уравнения Колмогорова-Джонсона-Мела-Аврами. Именно эмпирический подход не позволяет указанным разработкам учитывать изменения химического состава сталей даже в относительно узком диапазоне содержания основных легирующих элементов, что приводит к недостаточно высокой точности расчетов. Этот недостаток в значительной мере усугубляется на промышленных предприятиях, производящих широкий сортамент сталей различного химического состава.

К числу процессов изменения структуры, происходящих при ТМО последовательно или одновременно, и приводящих к изменениям свойств сталей, следует отнести:

1. *Рост зерен* при нагреве металла под горячую деформацию, а также во время пауз между операциями пластической деформации. Кинетика процесса определяется температурой, химическим составом стали и исходной структурой материала.

2-5. *Деформационное упрочнение, динамический возврат и динамическая (метадинамическая) рекристаллизация, выделение наноразмерных частиц карбонитридов микролегирующих элементов (МЛЭ)*, которые проис-

ходят последовательно или одновременно непосредственно во время пластической деформации, определяют сопротивление деформации и размер зерна аустенита.

6-7. *Статическая рекристаллизация (SRX), возврат* происходящие во время междеформационных пауз без участия приложенных со стороны деформирующего инструмента напряжений; кинетика процессов 1-7 определяется химическим составом твердого раствора аустенита и стадией выделения карбонитридов МЛЭ.

8-11. *Фазовые превращения* при контролируемом охлаждении горячедеформированных сталей, в том числе диффузионные *ферритное* и *перлитное*, сдвиговое *мартенситное*, промежуточное (*бейнитное*); бейнитные превращения могут насчитывать несколько морфологических типов конечной структуры.

12-13. Процессы структурообразования при естественном охлаждении - *выделение избыточных фаз* (дисперсионное твердение), *самоотпуск мартенсита*.

14-17. Процессы, происходящие при нагреве горячекатаного или холоднокатаного металла – *возврат, рекристаллизация, изменение химического состава и размеров карбидной фазы, аустенитизация*.

18. *Блокирование и разблокирование дислокаций внедренными атомами*, приводящие к исчезновению или появлению площадки текучести и проявлению «эффекта печного упрочнения» (ВН-эффекта).

Краткое описание разработанных моделей

Во вновь разработанных моделях использован метод учета химического состава сталей посредством влияния легирующих элементов замещения на энергию активации самодиффузии, с которой взаимосвязаны энергии активации отдельных процессов структурообразования. Это позволило единым подходом и интегральной моделью структурообразования охватить стали широкого диапазона химического состава, начиная от сверхнизкоуглеродистых и вплоть до среднеуглеродистых низколегированных и микролегированных сталей, состав которых представлен в таблице 1. Созданные математические модели отличает физически обоснованный учет влияния всех важных легирующих элементов с применением разработанных оригинальных подходов, что является основанием их эффективного использования для большого числа марок современных сталей с широким диапазоном изменения химического состава.

Таблица 1- Химические составы сталей

Пределы изменений химического состава исследованных сталей, масс.%											
Эл-т	C	Mn	Si	Cu	Ni	Mo	Cr	Nb	V	Ti	N
min	0,004	0,1	0,01	0	0	0	0,02	0	0	0	0,004
max	0,45	1,9	0,97	0,5	0,6	0,45	0,96	0,065	0,177	0,08	0,008

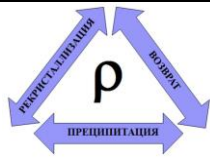
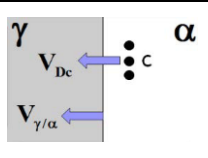
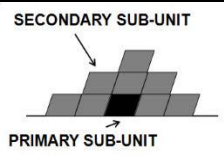
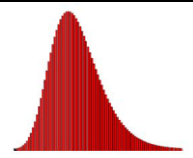
Модель статической рекристаллизации	Модели ферритного и перлитного превращений	Модель бейнитного превращения	Модель выделения частиц вторичных фаз
			
Модель описывает 3 процесса, которые развиваются и взаимодействуют друг с другом одновременно: возврат, статическая рекристаллизация и индуцированное деформацией выделение карбонитридов и карбидов микролегирующих элементов (Nb, V и Ti).	Модели ферритного и перлитного превращений основаны на модели смешанной кинетики, в которой скорости роста контролируются как скоростью диффузионного перераспределения атомов углерода, так и перестройкой кристаллической решетки.	Двухступенчатая сдвиговая модель бейнитного превращения разработана с учетом формирования различных бейнитных морфологий: гранулярный бейнит, реечный бейнит и деформационный бейнит (ацикулярный бейнит).	При моделировании выделения вторых фаз используется «классовая» модель, описывающая все стадии эволюции системы образующихся частиц (зарождение, рост и коалесценция).

Рисунок 1 - Некоторые особенности разработанных моделей структурообразования

Модели для расчета механических свойств

Расчет конечных механических свойств проводится с использованием разработанных моделей, учитывающих вклады: объемных долей структурных составляющих (феррита, перлита, бейнита различной морфологии и мартенсита); характерных размеров структурных компонентов; твердорастворного упрочнения; дислокационного упрочнения; частиц вторичных фаз (карбонитридов микролегирующих элементов и других).

Верификация моделей

Созданные модели верифицированы на обширной базе данных собственных экспериментальных исследований, а также надежных литературных данных, полученных для сталей различного химического состава, включая микролегированные. Это позволяет обоснованно использовать данные модели для большой группы сталей (от низкоуглеродистых с пределом текучести менее 300 МПа, до высокопрочных с пределом текучести более 1500 МПа), обеспечивая высокую точность расчета механических свойств.

Подход к решению температурной задачи

Температурная математическая модель базируется на системе дифференциальных уравнений теплопроводности, решаемых с использованием метода конечных разностей. При этом в качестве граничных условий, изменяющихся по ходу прокатки, учитываются потери тепла при контакте полосы с рабочими валками; потери тепла в результате излучения и конвекции; поте-

ри тепла при контакте полосы с водой; разогрев за счет пластической деформации и фазовых превращений.

Результаты моделирования

На базе созданных компьютерных программ, описывающих процессы структурообразования при горячей деформации и фазовых превращениях во время контролируемого охлаждения, при холодной прокатке и последующих операциях термообработки, по заказу ПАО «Северсталь» были разработаны и внедрены:

- интегральные компьютерные модели горячей прокатки (сквозные модели технологического процесса) на станах 2000 и 2800/1700 (компьютерные программы *STAN 2000* и *STAN 2800/1700*), учитывающие все особенности прокатного оборудования и технологического процесса (рисунок 2);
- интегральная компьютерная модель горячей прокатки толстолистовом стане 2800 с последующей термической обработкой сталей (отжиг, нормализация, закалка и отпуск) для высокопрочных сталей;
- интегральная компьютерная модель холодной прокатки (сквозная модель технологического процесса) для предсказания структуры и конечных механических свойств холоднокатаного стального листа после прокатки, термической обработки на линии непрерывного отжига «Севергал» (программа *CRP*) или в колпаковых печах с последующей дрессировкой;
- компьютерная программа для расчетов структуры и свойств сталей на толстолистовом стане 5000 при заданном температурном режиме прокатки.

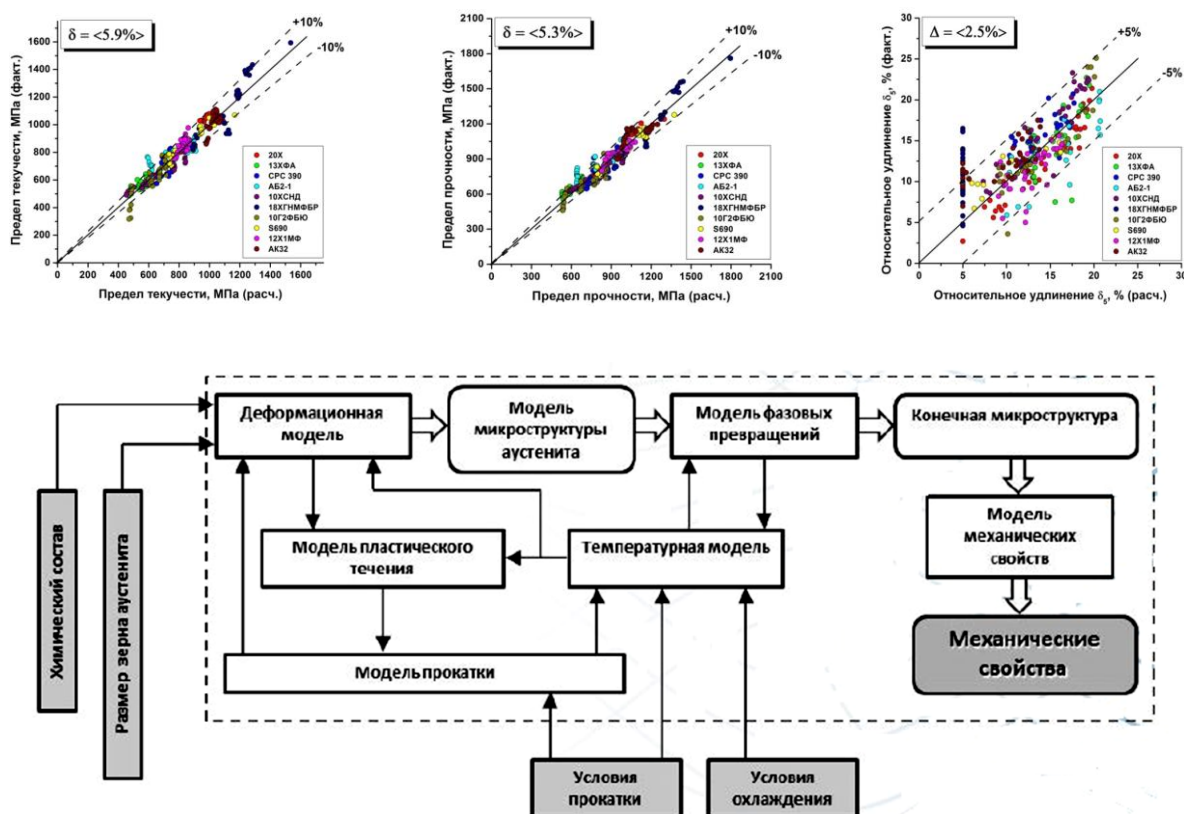


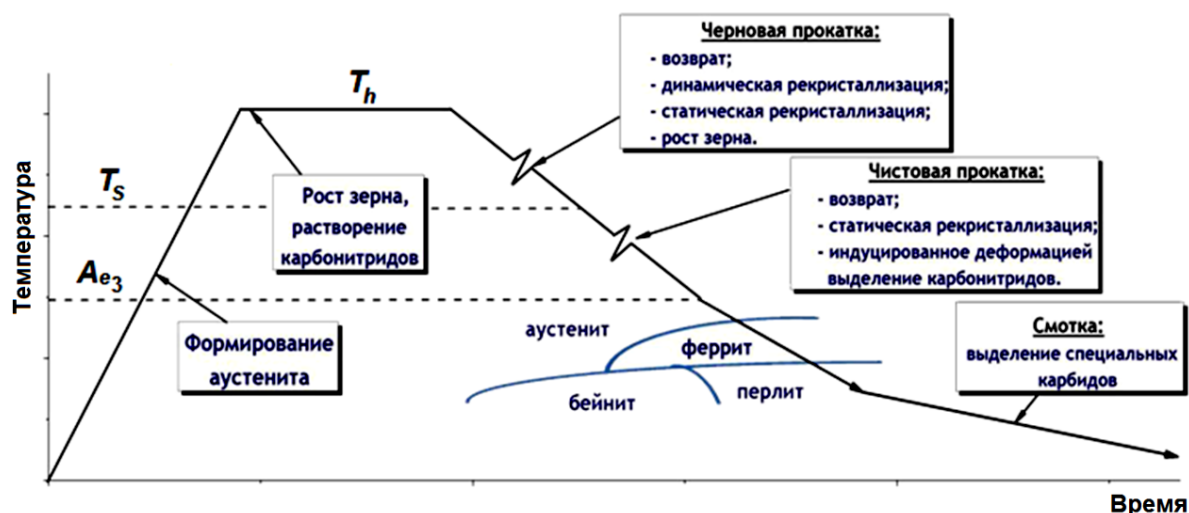
Рисунок 2 - Структурная схема модели горячей прокатки

Компьютерные программы учитывают характеристики и особенности расположения технологического оборудования, особенности температурно-деформационного режима обработки.

В качестве примера представлено сопоставление расчетных и фактических данных по механическим свойствам сталей, произведенных на толстолистовом стане 2800 горячей прокатки, а затем термообработанных (закалка+отпуск, либо нормализация или отжиг), иллюстрирующее прогнозирующую способность одной из компьютерных моделей. Фактические данные взяты из результатов совместной работы СПбПУ Петра Великого и ПАО «Северсталь» по данным тестирования свойств более 10.000 прокатанных полос из различных марок сталей, представленных на вставках. Как видно, относительная погрешность расчетов механических свойств практически не превышает 6 % (рисунок 3).

Задачи, решаемые на практике с использованием компьютерных моделей:

- оптимизация химических составов и режимов прокатки существующих марок сталей, позволяющая снижать себестоимость и повышать производительность прокатных станов при обеспечении требуемого уровня механических свойств;
- разработка химических составов и технологий прокатки новых марок сталей с заданными свойствами при минимальных временных и материальных затратах;
- оптимизация технологий прокатки с минимизацией энергозатрат на производство продукции.



A_{e3} – равновесная температура фазового превращения; T_s – температура начала выделения карбонитридов Nb, V(C, N); T_h – температура нагрева под прокатку

Рисунок 3 - Моделируемые процессы структурообразования, протекающие во время горячей прокатки

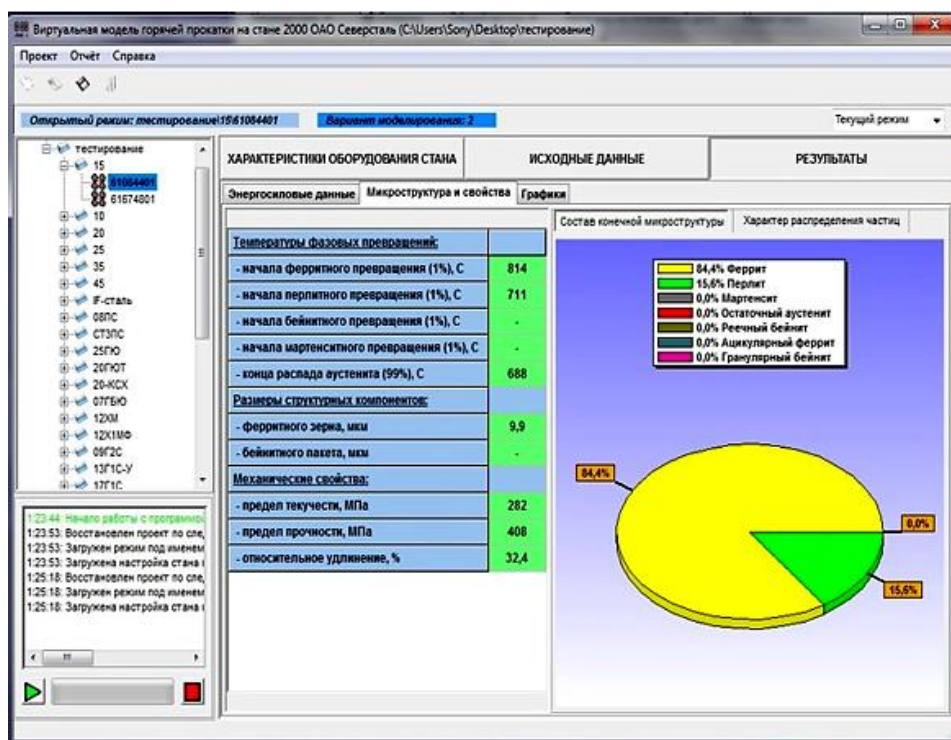


Рисунок 4 - Рабочее окно программы СТАН 2000, показывающее расчетные параметры конечной структуры проката и его механические свойства

Основные результаты:

1. Разработаны методы создания цифровых технологий термомеханической обработки сталей и созданы цифровые двойники промышленных технологий термомеханической обработки, в том числе: горячей прокатки на непрерывных и реверсивных станах горячей прокатки с последующим контролируемым охлаждением; горячей прокатки с последующей термической обработкой горячекатаного металла; холодной прокатки с последующей термообработкой на непрерывных агрегатах или в колпаковых печах.

2. Цифровые аналоги промышленных технологий термомеханической обработки сталей включают:

- создание базы данных «химический состав – параметры обработки – структура – свойства» с использованием комплекса экспериментально-исследовательского оборудования;
- решение тепловых задач по расчету изменения температуры металла по ходу обработки и ее распределению по объему металла;
- разработку совокупности физически обоснованных математических моделей взаимодействующих процессов структурообразования, а также моделей и взаимосвязи параметров структуры со свойствами сталей;
- разработку интегральной модели структурообразования и реализующей ее компьютерной программы;
- калибровку моделей по данным лабораторного и промышленного эксперимента.

3. Разработанные цифровые двойники позволяют рассчитывать меха-

нические свойства исследованных сталей с относительной погрешностью точностью не более 6 % для низколегированных сверхнизко-, низко- и среднеуглеродистых сталей. Используя цифровые двойники, можно прогнозировать механические и эксплуатационные свойства сталей, в том числе прочностные, пластические, динамические, длительную прочность, трещиностойкости, коррозионную стойкость и другие.

4. Используя рассмотренные методики и разработанные математические модели, можно создавать цифровые двойники, анализировать и прогнозировать формирование свойств сталей не только при горячей, холодной прокатке и термической обработке, но при других процессах термомеханической обработки – горячей объемной штамповке, ковке, ротационной ковке и других.

5. Владея принципами управления процессами структурообразования, методами физического и математического моделирования, а также принципами борьбы с разрушением в процессах обработки, можно эффективно использовать методы компьютерного инжиниринга для эффективной борьбы с разрушением металлов во время термомеханической обработки.

При разработке цифровых двойников термомеханической обработки использованы материалы, изложенные в [1-8]. Основные материалы по теме «Исследования и разработка цифровых технологий управления структурой и свойствами сталей в процессах термомеханической обработки» опубликованы в многочисленных статьях в российских и зарубежных журналах, в докладах на российских и международных конференциях, а в концентрированном виде опубликованы в монографиях.

Библиографический список

1. Рудской А.И. Научные основы управления структурой и свойствами сталей в процессах ТМО. М.: Изд-во РАН, 2019, 279 с.
2. Zurob H.S., Hutchison C.R., Brechet Y., Purdy G. Modelling recrystallization of microalloyed austenite: effect of coupling recovery, precipitation and recrystallization // *Acta Materialia*, 2002, V.50, p.3075–3092.
3. Zurob H.S., Hutchison C.R., Brechet Y., Purdy G. Modelling recrystallization of microalloyed austenite: effect of coupling recovery, precipitation and recrystallization // *Acta Materialia*, 2002, V.50, p.3075–3092.
4. Smith A., Luo H., Hanlon D.N., Sietsma J., Zwaag S. Recovery Processes in the Ferrite Phase in C-Mn Steel // *ISIJ Int.*, 2004, V.44, №7, p.1188–1194.
5. Smith A., Luo H., Hanlon D.N., Sietsma J., Zwaag S. Recovery Processes in the Ferrite Phase in C-Mn Steel // *ISIJ Int.*, 2004, V.44, №7, p.1188–1194.
6. Vasilyev A. *Carbon Diffusion Coefficient in Complexly Alloyed Austenite* // *Proc.MS&T'2007*, Detroit, 2007, p. 537–551.
7. Золоторевский Н.Ю., Нестерова Е.В., Титовец Ю.Ф., Хлусова Е.И. *Модель структурообразования при бейнитном превращении в низкоуглеродистых низколегированных сталях* // НТВ. – 2010.
8. Gaude-Fugarolas D., Jacques P.J. *A new physical model for the kinetics of*

the bainite transformation // ISIJ Int. – 2006. – V.46. – No.5. – p. 712–717.

9. Vasilyev A., Kolbasnikov N., Sokolov D., Sokolov S. Integral computer model for simulating microstructure evolution during thermomechanical processing and heat treatment of steels and predicting their final mechanical properties. Materials Science Forum. 2021. Т. 1016. С. 1532-1537.

10. Рудской А.И., Колбасников Н.Г. Цифровые двойники технологий термомеханической обработки стали. Металловедение и термическая обработка металлов. 2020. № 1 (775). С. 4-11.

УДК 621.71

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОКАТКИ РЕЛЬСЫ В НЕПРЕРЫВНОЙ ГРУППЕ КЛЕТЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ QFORM

Белолипецкая Е.С., Соловьев В.Н.

*Липецкий государственный технический университет,
г. Липецк, Россия, belolipetskaya_es@mail.ru*

Аннотация: *Представлены результаты моделирования процесса прокатки рельсы в последнем проходе непрерывной группы клеток и последующего охлаждения переднего участка полосы. В качестве объекта моделирования рассмотрен рельсобалочный стан компании ЕВРАЗ ЗСМК. Моделирование выполнено в программе QForm. Рассчитано распределение температуры по сечению рельсы в момент входа в калибровочную клеть. Полученные результаты сопоставимы с результатами полученными ранее в программе DEFORM.*

Ключевые слова: *моделирование, рельсобалочный стан, рельс, QForm.*

SIMULATION OF ROLLING RAILS IN A CONTINUOUS GROUP OF CRATES USING QFORM

Belolipetskaya E.S., Soloviev V.N.

*Lipetsk State Technical University,
Lipetsk, Russia, belolipetskaya_es@mail.ru*

Abstract. *The results of modeling the process of rolling rails in the last pass of a continuous group of stands and subsequent cooling of the front section of the rails are presented. The rail-block mill of the EVRAZ ZSMK company is considered as an object of modeling. The simulation was performed in the QForm program. The temperature distribution over the rail section at the moment of entering the calibration cage is calculated. The results obtained are comparable to the results obtained earlier in DEFORM program.*

Keywords: *modeling, rail-block mill, rail, QForm.*

Введение

Использование новых технологий производства требует обоснования их целесообразности и оценки возможности их реализации. Например, для прокатки рельс с ускорением важно определить величину ускорения, при которой будет отсутствовать температурный клин [1]. Температура проката является важным технологическим параметром. Усилия, температурный и скоростной режимы прокатки с ускорением позволяют оценить возможность реализации предлагаемой технологии на стане. До проведения эксперимента эти параметры не известны. Однако проведение экспериментов на действующем стане рискованно.

Для разработки новых технологических процессов, совершенствования и развития существующей технологии производства необходимо использовать математическое моделирование процесса прокатки рельсов. Моделирование позволяет: продемонстрировать преимущества предлагаемого процесса; выявить ограничения в его использовании; определить рациональные режимы процесса. Математическое моделирование позволяет рассматривать новые технологические процессы, не рискуя оборудованием и затрачивая минимальные средства.

Процессы обработки металлов давлением (ОМД) сложные, требуют учета множества факторов и большого количества вычислений. Выполнение вычислений проводится в специализированных программах моделирования процессов ОМД: ABAQUS, DEFORM-3D, FORGE и других. Программы используют метод конечных элементов, что дает возможность проанализировать течение металла в горячем и холодном состоянии, рассчитать распределение температур и напряженно-деформированное состояние заготовки или проката, предсказать возникновение дефектов в металле.

В России и за рубежом широко используется программа моделирования технологических процессов ОМД «QForm», разработанная российской компанией «КванторФорм» [2]. Программа QForm доступна на восьми языках и используется в более чем 30 странах мира [3]. QForm содержит модуль «продольная прокатка», позволяющий рассмотреть прокатку рельс и сортовых профилей с учетом тепловых процессов.

Задача данной работы – определение температуры рельсы длиной 100 м на входе в универсальную калибровочную клеть с использованием программы QForm.

Моделирование

В качестве объекта моделирования выбран стан компании ЕВРАЗ ЗСМК. На стане выпускаются рельсы железнодорожные широкой колеи Р65 дифференцированно термоупрочнённые с прокатного нагрева длиной 100 м. В том числе рельсы категории ДТ350СС – рельсы с улучшенными геометрическими параметрами для движения поездов со скоростью до 250 км/ч. Разработке технологии прокатки рельс на этом стане посвящено большое количество работ. Сведения из этих работ можно использовать для разработки модели с использованием QForm.

Состав оборудования стана включает обжимную и черновую клети, непрерывную реверсивную трехклетевую группу клетей и чистовую универсальную клеть. В рамках данной работы рассмотрен участок стана от чистой группы клетей до калибровочной клети, включая рольганг на входе в чистовую группу клетей. В состав непрерывной группы входят две универсальные четырехвалковые клети и вспомогательная двухвалковая клеть. Последняя универсальная клеть стана – калибровочная. Калибровочная клеть установлена на расстоянии 110 м от чистой группы клетей [4].

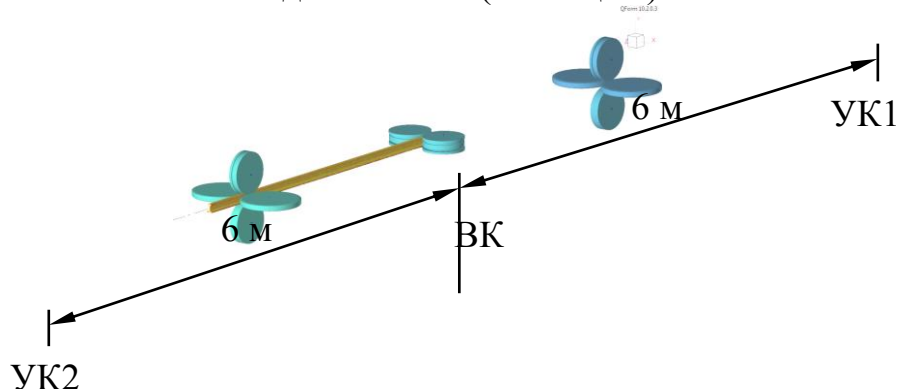
В непрерывной реверсивной группе клетей прокатка производится за 3 прохода. В работе рассмотрено изменение температуры рельсы в третьем проходе и на участке до входа в калибровочную клеть. В третьем проходе используются все три клети непрерывной группы.

В QForm использованы объекты, созданные в программе «Autodesk Inventor Professional 2020». Для реализации расчета в QForm были загружены следующие объекты: для третьей клети УК2 «Калибр 2» инструменты 1-4; для второй клети ВК «Калибр 3» инструменты 5 и 6; для первой клети УК1 «Калибр 4» инструменты 7-10; исходная заготовка 1. Объекты скомпонованы таким образом, чтобы их расположение соответствовало расположению оборудования рельсобалочного стана (рисунок 1).

Форма деформирующих поверхностей валков универсальных клетей построена по размерам калибров последнего прохода [5, стр. 167]. Поперечная форма и размеры исходной заготовки для третьего прохода приняты равными последнему калибру предыдущего прохода.

Рельсы железнодорожные широкой колеи Р65 дифференцированно термоупрочненные с прокатного нагрева длиной 100 м изготавливаются из стали Э78ХСФ. Сталь марки Э78ХСФ отсутствует в базе данных «Деформируемые материалы» QForm. Свойства стали добавлены в расчет встроенными средствами QForm по материалам диссертации Головатенко А.В. [6].

Химический состав стали Э78ХСФ введен в виде интервалов (таблица 1), а физические свойства в виде констант (таблица 2).



УК1 – первая универсальная клеть; ВК – вспомогательная клеть;
УК2 – вторая универсальная клеть.

Рисунок 1 - Расположение клетей чистой группы в модели

Таблица 1 – Химический состав стали марки Э78ХСФ

Процентное соотношение химических элементов, %						
C	Si	Mn	P	S	Cr	V
0,75-0,79	0,32-0,55	0,78-1,09	<0,017	<0,010	0,42-0,57	0,40-0,70

Таблица 2 – Постоянные физические величины стали марки Э78ХСФ

Плотность, кг/м ³	Теплопроводность, Вт/мК	Теплоемкость, Дж/кгК	Модуль Юнга, МПа	Коэф. Пуассона	Температурный коэф. линейного расширения, 1/°С
7850	27	620	200000	0,3	1,18·10 ⁻⁵

Сопротивление деформации введено в QForm через табличную функцию. Значения для таблицы определены по уравнению:

$$\sigma = A \cdot e^{m_1 \cdot t} \cdot \varepsilon^{m_2} \cdot e^{\frac{m_3}{\varepsilon}} \cdot (1 + \varepsilon)^{m_4 \cdot t} \cdot e^{m_5 \cdot \varepsilon} \cdot u^{m_6 \cdot t}$$

где A, m₁ - m₆ – коэффициенты уравнения, зависящие от химического состава стали;

t - температура прокатки, °С;

ε - степень деформации;

u - скорость деформации, с⁻¹.

Значение коэффициентов приняты для плавки 22376 (таблица 3).

Таблица 3 – Коэффициенты уравнения для расчета сопротивления деформации [6, стр.73]

A	m ₁	m ₂	m ₃	m ₄	m ₅	m ₆
4639,45	-0,00346	0,17947	0,00006	-0,00082	0,08697	0,00017

Табличная функция значений сопротивления деформации создана для значений температуры 800, 900, 1000 и 1100 °С, и загружена в QForm.

Исходная температура рельсы принята 1050 °С. Температура соответствует значению температуры после второго прохода в непрерывной группе клетей. В качестве охлаждающей среды, принята температура воздуха равная 20 °С.

Чтобы задать трение между деформируемой заготовкой и инструментом или между двумя деформируемыми заготовками в QForm, можно выбрать закон трения Зибеля, Леванова, Кулона или смешанный закон трения. В данном расчете применялся закон Леванова. Закон трения Леванова является обобщением законов Кулона и Зибеля. При низких нормальных контактных давлениях касательные напряжения по Леванову близки к касательным напряжениям по Кулону, а при высоких контактных давлениях – к касательным напряжениям по Зибелю.

Температура рабочих инструментов (валков) приняты равной 80 °С. Для того чтобы от контакта с заготовкой валок не разогревался, в параметрах инструмента при теплообмене с заготовкой был выбран режим «Постоянная

температура».

В этом случае тепловой поток подводится в зависимости от знака разности температур между заготовкой и инструментом, но температура инструмента при этом не изменяется. Поскольку не учитывается явление разогрева контактной поверхности, то отводимый тепловой поток от заготовки оказывается большим чем в реальности, в связи с чем она остывает быстрее [7].

Выполнение расчета

Что бы провести моделирование прокатки рельсы в непрерывной группе клетей, необходимо было задать в программу QForm скорости вращения валков, а именно «Привод» для каждого инструмента. Расчет скоростного режима выполнен с учетом вытяжек раската в клетях (таблица 4). Скорость прокатки принята равной 4,5 м/с.

Таблица 4 – Расчетная скорость валков

№ клетки	№ калибра	R, мм	S, мм ²	V, м/с	ω , об/мин
1	Калибр 4 Клеть УК1	450	10603,27	3,55	75,28
		640			52,85
		424			79,90
		640			52,85
2	Калибр 3 Клеть ВК	440	9067,33	4,15	90,04
		440			90,04
3	Калибр 2 Клеть УК2	450	8354,88	4,50	95,54
		641			67,18
		420			102,37
		641			67,18

Чтобы ускорить процесс расчета, использованы два упрощения. В программе QForm использована функция «Симметрия». При этом пришлось изменить положение рельсы и валков в пространстве. На стане ось рельсы при прокатке находится в горизонтальном положении, а при расчете в программе QForm – в вертикальном.

Второе упрощение – расчет не всей заготовки, а только ее части. Расчетную заготовку для 100 м рельсы сократили до 6,5 м. Длина расчетной заготовки выбрана исходя из условия сокращения времени расчета с учетом достаточной длины для выполнения условия учета влияния внешних жестких зон и взаимодействия соседних клетей. Длина расчетной заготовки 6,5 м обеспечивала ее прокатку одновременно в двух клетях.

С целью моделирования температурного режима охлаждения переднего конца рельсы длиной 100 м, заготовка сначала прокатывалась в непрерывной группе клетей, а затем охлаждалась. Охлаждение происходило в то время, пока рельса двигалась в сторону универсальной калибровочной клетки, стоящей в 110 м от непрерывной группы клетей.

Данное решение позволяет существенно сократить расчет, а также не препятствует получению необходимых результатов исследований.

По результатам расчета получено распределение температуры по среднему поперечному сечению расчетного участка рельсы на входе в калибровочную клеть (рисунок 2). Достоверность расчетов проверена сравнением полученного распределения с известным, приведенным в работе Скосарь Е.О [8]. В работе Скосарь Е.О. расчеты выполнены с использованием программы «DEFORM».

По окончании расчета в QForm были получены следующие значения температур и проведено сравнение с расчетами DEFORM:

Таблица 5 – Температуры поперечного сечения, °С

Точка в сечении	Расчет QForm	Расчет Deform
В середине головки	1029	1050
На шейке	980	980
В середине подошвы	1006	1020
На поверхности подошвы	902	882

Расчетные значения температуры шейки одинаковые. Наблюдалось различие по температуре подошвы и головки, которое составило 20 °С. Поскольку расчет велся с использованием «Симметрии», то данный фактор не позволяет установить влияния различных условий охлаждения верхней и нижней поверхностей раската на распределение температуры по сечению рельсы.

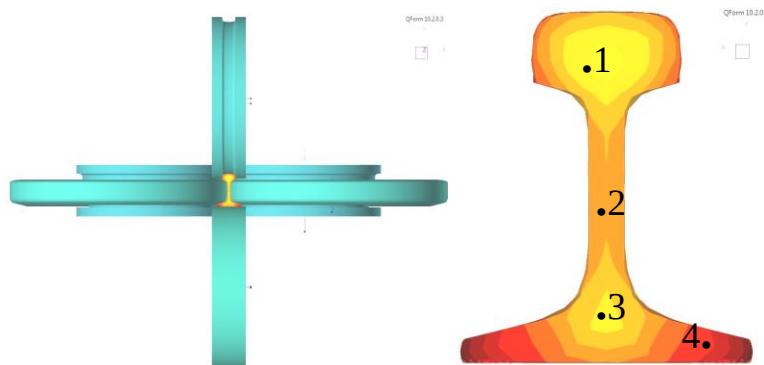


Рисунок 2. Схема деформации и распределения температуры по сечению рельсы

Заключение

Результаты расчета в программе QForm сопоставимы с расчетами выполненными с использованием программы DEFORM. Различие между проведенным расчетом в QForm и выполненным в DEFORM не превышает 20 °С по подошве и головке рельсы. По шейке рельсы значения температур совпали.

Использование функции «Симметрия» QForm не в полной мере отображает реальные тепловые процессы. На стане ось рельсы при прокатке находится в горизонтальном положении, а при расчете в программе QForm – в вертикальном. Такое положение рельсы не учитывает различие условий охлаждения верхней и нижней поверхности рельсы в горизонтальном положении.

В дальнейшем будут выполнены расчеты для 3-х участков рельсы: переднего участка, средней части и заднего участка рельсы. Расчет температур по длине рельсы позволит определить разность температур по длине рельсы. Эта разность будет использоваться для определения величины ускорения при прокатке рельсы в непрерывной группе клетей рельсобалочного стана. Прокатка с ускорением нацелена на выравнивание температуры по длине проката.

Биографический список

1. Белолипецкая Е.С. Прокатка длинномерной рельсы с ускорением / Е.С. Белолипецкая, В.Н. Соловьев // Металлургия: технологии, инновации, качество «Металлургия – 2021»: Труды XXII Международной научно-практической конференции, Новокузнецк, 10–11 ноября 2021 года. – Новокузнецк: Сибирский государственный индустриальный университет, 2021. – С. 248-255.
2. Электронный ресурс.- режим доступа: https://reestr.digital.gov.ru/reestr/301787/?sphrase_id=2018766.
3. <https://www.metobr-expo.ru/ru/media/news/index.php?id4=10530>.
4. Белолипецкая Е.С., Соловьев В.Н. Развитие оборудования для производства рельс высокоскоростных железных дорог. Материалы областного профильного семинара «Школа молодых ученых» по проблемам технических наук, 15.11.2019. Липецк: Издательство ЛГТУ, 2019. – 9-12.
5. Шварц Д.Л. Разработка теоретических основ и обоснование основных технологических решений процесса прокатки железнодорожных рельсов на универсальных рельсобалочных станах. Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук: 05.16.05. Екатеринбург: 2019.
6. Головатенко А.В. Исследование и разработка энергоэффективных режимов прокатки длинномерных железнодорожных рельсов на универсальном рельсобалочном стане. Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук: 05.16.05. Новокузнецк: 2015.
7. Теоретические основы моделирования процессов ОМД в программе QForm V8. Часть 10. <https://youtu.be/PFnWne0HQFI>.
8. Скосарь Е.О. Моделирование температурных условий прокатки длинномерных рельсов на универсальном рельсобалочном стане / Е.О. Скосарь, В.А. Шилов, Д.Л. Шварц // Инновационные технологии в металлургии и машиностроении: Уральская научно-педагогическая школа имени профессора А. Ф. Головина, Екатеринбург, 29 октября – 2012 года. – Екатеринбург: Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, 2013. – С. 645-649.

УПРАВЛЕНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СТРУКТУРОЙ ТРУБНЫХ МАРОК СТАЛЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЦИФРОВЫХ ДВОЙНИКОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Колбасников Н.Г., Жуков Н.В.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
г. Санкт-Петербург, Россия*

Аннотация. Представлены результаты компьютерного и физическо-го моделирования процесса горячей прокатки трубной стали на непрерывном прокатном стане. Определен момент роста аустенитных зерен и причины их роста. Исследованы возможность шлифования микроструктуры металла перед контролируемым охлаждением и условия термомеханического деформирования, способствующие шлифованию. Показано, что Nb(C, N) не являются фактором остановки роста аустенитных зерен, а лишь тормозят ростовые процессы.

Ключевые слова: термомеханическая обработка, физическое моделирование, аустенит, трубная сталь, цифровой двойник ТМО, разнотермическая структура аустенита, непрерывная прокатка.

CONTROL OF THE HIGH-TEMPERATURE STRUCTURE OF PIPE GRADES OF STEELS USING DIGITAL COUNTERPARTS OF THERMOMECHANICAL PROCESSING

Kolbasnikov N.G., Zhukov N.V.

*Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University,
St. Petersburg, Russia*

Abstract. The results of computer and physical modeling of the process of hot rolling of pipe steel on a continuous rolling mill are presented. The moment of growth of austenitic grains and the reasons for their growth are determined. The possibility of grinding the microstructure of the metal before controlled cooling and the conditions of thermal deformation that promote grinding are investigated. It is shown that Nb(C,N) are not a factor in stopping the growth of austenitic grains, but only inhibit growth processes.

Keywords: thermomechanical processing, physical modeling, austenite, tube steel, digital twin of TMO, different-grained structure of austenite, continuous rolling.

Введение

В настоящее время перед металлургическими предприятиями стоит цель повышения коммерческой эффективности при производстве продук-

ции. Это же касается и трубной продукции, особенно в сортаменте, который является наименее выгодным при производстве на толстолистовых реверсивных станах, например под трубы 508 или 530 диаметра. Современная тенденция на переход производства толстой полосы в толщинах 16–25 мм на непрерывные широкополосные прокатные станы (НШПС) является перспективным решением, однако, разработка технологии термомеханической обработки (ТМО) для НШПС является задачей комплексной. Одной из проблем управления структурой является формирование мелкого и равномерного зерна аустенита перед началом фазовых превращений при ускоренном контролируемом охлаждении с целью получения дисперсной ферритной или ферритно-бейнитной структуры, способной обеспечить высокие вязкие свойства трубной продукции [1-2].

Многочисленные промышленные эксперименты по корректировке технологических параметров и их влиянии на структуру и свойства являются дорогостоящими. Оптимизировать процессы, происходящие в металле при ТМО возможно, используя цифровой двойник оборудования и процессов.

Цифровой двойник термомеханической обработки – это программный комплекс, способный произвести прогнозирование всех условий термомеханической обработки стальной полосы, включающий в себя решение температурной задачи, определение напряженно-деформированного состоянию обрабатываемого металла, а также интегральную математическую модель процессов структурообразования, и модель взаимосвязи параметров структуры и конечных свойств. Создание цифрового двойника ТМО позволяет решить ряд задач, основными из которых являются прогнозирование ограничений технологических параметров (температурные и деформационные) и прогнозирование структуры и свойств производимой металлопродукции [3].

Технология прокатки на непрерывном широкополосном стане 2000 ЧерМК (рисунок 1) имеет цифровой двойник «Стан 2000» [4-5], который с достаточно высокой точностью позволяет рассчитывать тепловой режим прокатки, энергосиловые параметры, формирование структуры аустенита по ходу прокатки с учетом доли выделившихся карбонитридов, а также изменение структуры во время фазовых превращений, конечные параметры структуры и механические свойства проката широкого спектра химических составов.

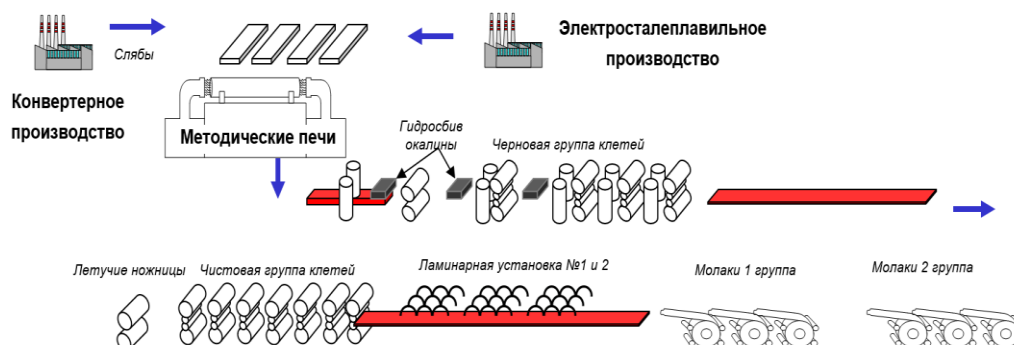


Рисунок 1 – Схема НШПС, предполагающая производственный режим

Стан 2000 включает в себя 4 нагревательные печи, затем черновую группу, состоящую из 5 клеток, 3 из которых работают по принципу тандем. Далее следует промежуточный рольганг для снижения температуры подката. Затем следует 7 чистовых клеток. Сразу за чистовыми клетями располагается установка ускоренного охлаждения Power Cooling, и две секции ламинарного охлаждения. После охлаждающих установок имеются две группы гидравлических моталок.

НШПС зачастую обладают ограничениями, как по энергосиловым параметрам (ЭСП), так и ограничениями по снижению температуры прокатки, которые не позволяют достичь требуемого измельчения зерна, что приводит к появлению отдельных крупных зерен аустенита по завершению термомеханической обработки (ТМО), и в итоге приводит к провалу при испытании падающим грузом.

Целью данной работы являлось определение способов уменьшения разнотекстности при производстве толстого штрипса на НШПС. Задачами работы являлись определение момента и факторов роста аустенита, а также изменение параметров ТМО с целью измельчения аустенитной структуры к моменту окончания прокатки.

Материалы и методики. Эксперименты по моделированию ТМО проводили на комплексе Gleeble, на образцах из трубной стали с содержанием углерода 0,06 масс. % и $(Nb+V+Ti)=0,145$ масс. %. Температурно-деформационный режим прокатки полос толщиной 16–25 мм из литого сляба толщиной 250 мм имитировали на модуле *PocketJaw*, причем обжатия в каждой из клеток стана воспроизводили методом «растяжение-сжатие» по методике, изложенной в [6-7]. Пример термического деформационного режима представлен на рисунке 2.

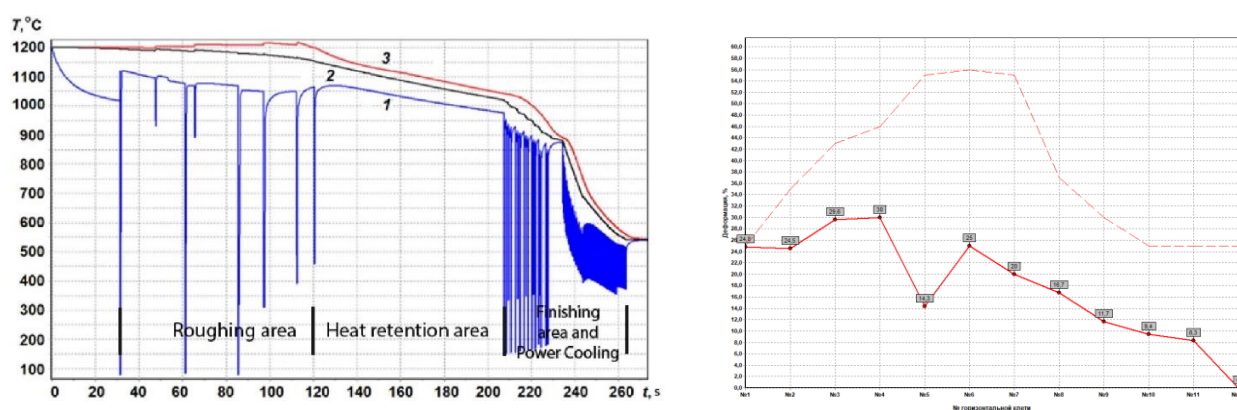


Рисунок 2 – (а) Температура металла на протяжении горячей прокатки и контролируемого охлаждения (1 – температура поверхности, 2 – среднemasовая температура, 3 – температура середины полосы); (б) деформационный режим для полосы 22мм толщиной

При физическом моделировании после имитации нагрева под прокатку, после прокатки в черновой группе, после перемещения полосы по промежуточному рольгангу, а также после прокатки в чистовой группе и пере-

мещения проката до установки контролируемого охлаждения, выполняли «стоп-закалку». Для этого в камере модуля RocketJaw образцы охлаждали потоком воды для получения структуры реечного бейнита и мартенсита. Фиксация подобной структуры «стоп-закалкой» позволяет после травления в реактиве, состоящем из 2 г пикриновой кислоты, 0,5 мл соляной кислоты и 50 г этилового спирта выявить аустенитные зерна, поскольку при сдвиговом характере превращения исходные аустенитные границы сохраняются. После выявления структуры границы аустенита дополнительно обрабатывали при помощи графического редактора.

Результаты. В соответствии с исследованиями [8-9], связанными с разработкой технологии производства толстого листа в промышленных условиях, рекомендуемая температура нагрева под прокатку трубных сталей - $1150 \div 1180$ °С, и выдержка в томильной зоне в течение получаса. При подобном режиме нагрева аустенитная структура формируется достаточно однородной по размеру, средний размер зерна составляет 40–45 мкм. Согласно заводским данным, температура нагрева до 1200–1250 °С и выдержка в томильной зоне приводит к среднему размеру зерна аустенита 250–300 мкм. Такой размер зерна аустенита задавался в программе «Стан 2000» как исходный.

Результаты моделирования изменения размера зерна аустенита на протяжении всего процесса ТМО отражены на рисунке 3.

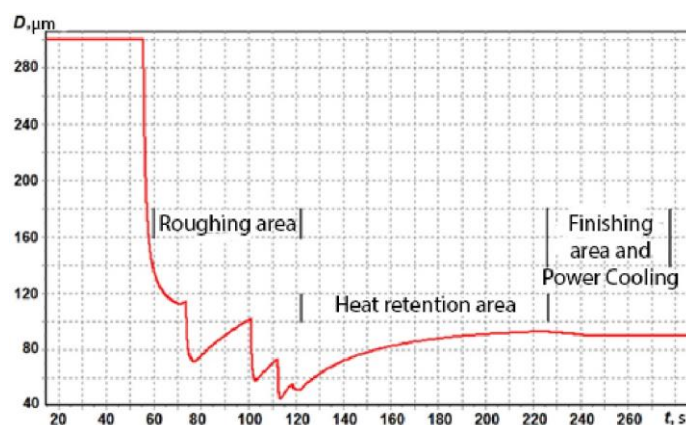


Рисунок 3 – Изменение размера зерна аустенита на протяжении всей технологии прокатки

Температура окончания черновой прокатки, равная 1100-1120 °С, и длительная транспортировка подката по промежуточному рольгангу (интервал времени от 120 до 220 с) приводит к интенсивному росту зерна аустенита после суммарной относительной деформации при черновой прокатке 76–82 % (истинные логарифмические деформации $\varepsilon=1,43-1,71$), (рисунок 4). По сравнению с размером зерна аустенита после нагрева до $1150 \div 1180$ °С его средний размер $\bar{D}_\gamma$ возрастает почти вдвое, а в структуре появляются крупные зерна размером до 130 мкм. Рост зерна на промежуточном рольганге происходит при температурах выше температуры

сольвуса карбонитридов Nb(C,N). Таким образом, имитация горячей прокатки на симуляторе *Gleeble* показывает, что транспортировка по промежуточному рольгангу при температуре 1060÷950 °С после черновой прокатки вызывает укрупнение структуры и приводит к начальной стадии формирования разнотермической структуры.

Имитация прокатки в чистовой группе клетей при среднемассовой температуре конца прокатки 900 °С показывает, что средний размер зерна аустенита перед началом ускоренного охлаждения снижается до приемлемых значений $\bar{D}_\gamma \approx 35$ мкм. Однако, в структуре присутствуют крупные зерна размером 110÷120 мкм, которые могут быть причиной образования крупных блоков гранулярного бейнита размером 60÷80 мкм. Если полагать, аналогично [10], что температура вязко-хрупкого перехода пропорциональна $(D_{\text{бу}})^{1/2}$, где $D_{\text{бу}}$ – расстояние между большеугловыми границами, то подобная структура горячекатанного металла не может обеспечить требуемых вязких свойств.

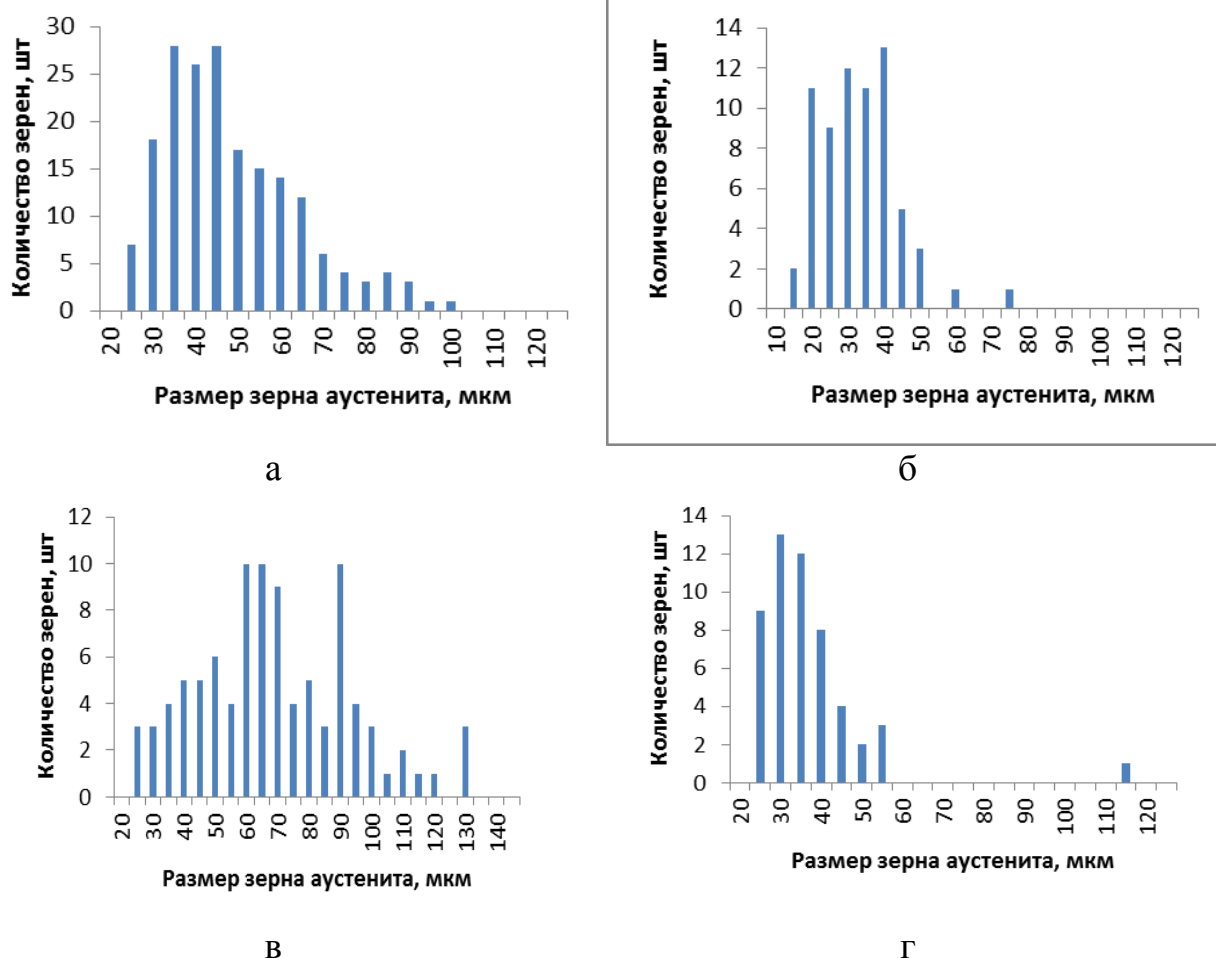


Рисунок 4 - Структура аустенита и распределение зерен по размерам после нагрева непрерывно-литой заготовки (а), после прокатки в черновой группе клетей (б), после прохождения промежуточного рольганга (в), перед началом ускоренного охлаждения (г)

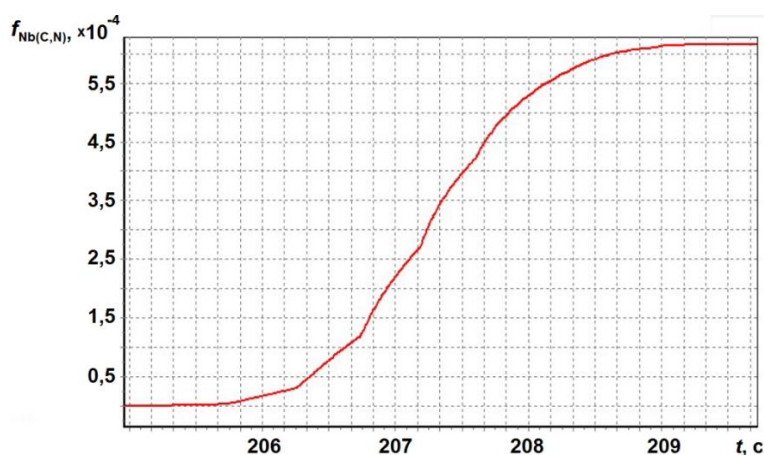


Рисунок 5 - Зависимость объемной доли выделенных карбонитридов ниобия от времени процесса при прокатке; изменение температуры металла во времени соответствует рисунку 1

Причиной появления крупных аустенитных зерен после чистовой прокатки является интенсивный рост зерна при достижении критической степени деформации при относительно высоких температурах (~ 900 °C), который происходит по беззародышевому механизму за счет избирательной миграции границ зерен. Заметим, что избирательный рост зерен происходит на заключительной стадии горячей деформации – при чистовой прокатке после выделения наноразмерных карбонитридов ниобия. Температурная зависимость выделения частиц Nb(C,N), рассчитанная при помощи программы «Стан 2000», представлена на рисунке 7.

Таким образом, можно полагать, что выделение карбонитридов МЛЭ не является всеобъемлющей мерой прекращения (торможения) рекристаллизации и способствующей накоплению деформационного упрочнения, необходимого для повышения интенсивности зарождения центров выделения низкотемпературной фазы.

Учитывая невозможность получения равномерной мелкодисперсной структуры для такой конечной толщины проката, даже при участии высокого содержания Nb, провели эксперимент по формированию структуры трубных сталей при получении меньшей толщины проката (11 мм) с целью определения возможности формирования более мелкой и равномерной структуры при больших обжатиях в чистовой группе клетей. Результаты моделирования среднего размера зерна аустенита и изменение доли Nb в твердом растворе представлены на рисунке 8.

На основании расчетов в программе Стан 2000 принято решение воспроизвести режим ТМО посредством физического моделирования на комплексе Gleeble. Результаты исследования структуры аустенита показаны на рисунке 7.

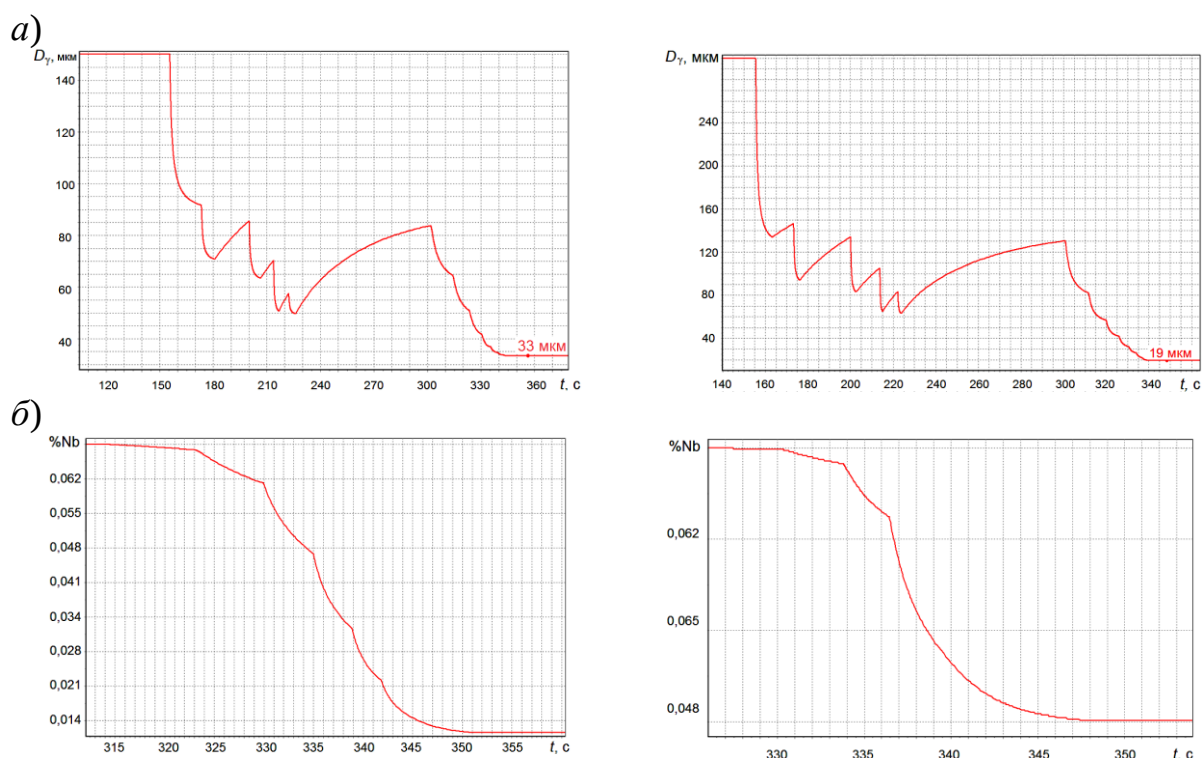


Рисунок 6 – (а) изменение размера зерна аустенита по ходу прокатки, и (б) изменение содержания ниобия в твердом растворе в образцах исследуемой стали после моделирования прокатки листа толщиной 11 мм при температурах нагрева под прокатку 1180 и 1250 °С

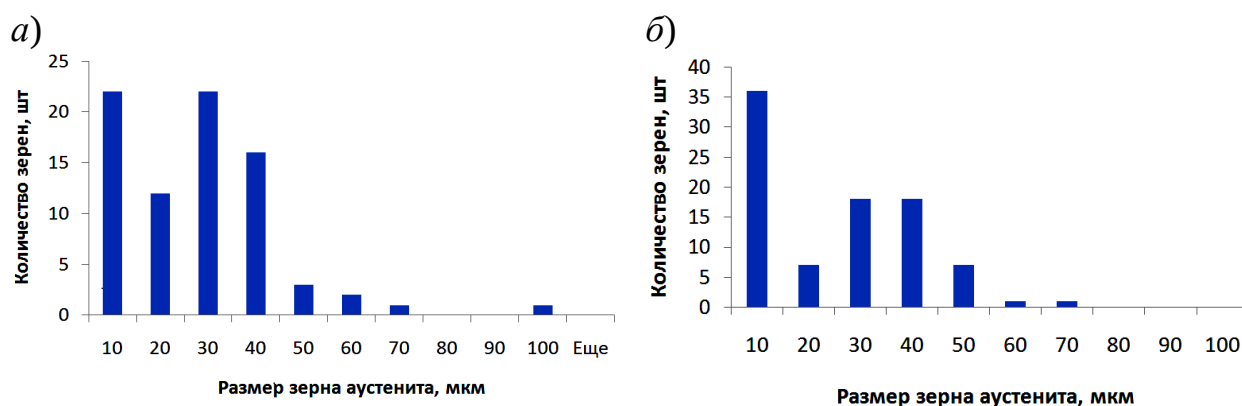


Рисунок 7 - Гистограмма распределения размера зерна аустенита после имитации прокатки листа толщиной 11 мм для нагрева (а) 1180°С и (б) 1250°С

Корректировка температурного режима на основании результатов расчета «Стан 2000» привело к изменению состояния ниобия и различной концентрации карбонитридной фазы – после нагрева 1180 °С всего 16 % Nb осталось в твердом растворе, 84 % выделилось в виде карбонитридов; в то же время при температуре нагрева 1250 °С 69% Nb осталось в твердом рас-

творе и только 31 % Nb выпало из твердого раствора в виде Nb(C,N).

Структура аустенита к моменту конца прокатки стала более мелкодисперсной, отсутствуют зерна размером 100 мкм и более, что является предпосылкой для образования мелкодисперсных низкотемпературных фаз. Уменьшение и гомогенизация размера зерен аустенита после нагрева до 1250 °С связаны с более поздним и менее полноценным выделением карбонитридов ниобия, обеспечивая возможность протекания рекристаллизации при умеренной скорости деформации.

Выводы. В качестве заключения, отметим, что для достижения требуемой аустенитной структуры при производстве полосы толщиной 20–25 мм необходимы высокие степени деформации в чистовой группе клеток (соответствующие 11 мм толщине полосы) для достижения необходимых напряжений инициирующих рекристаллизационные процессы, которые позволяют измельчить зерно аустенита перед стадией контролируемого охлаждения. В случае увеличенной толщины подката после стадии черновой прокатки возникает проблема снижения температуры металла, а значит более интенсивного роста зерна на стадии промежуточного рольганга. При этом температуру на промежуточном рольганге понизить до уровня достаточного для накопления упрочнения достичь невозможно.

В качестве идеи, необходимо рассмотреть подстуживание на промежуточном рольганге с помощью дополнительных охлаждающих установок. В таком случае появляется возможность снижения температуры, а значит скорости миграции границ аустенитных зерен, и повышения уровня накопленного упрочнения, которое будет достаточно для повышения содержания в стали такой структурной составляющей, как ацикулярный феррит, способный обеспечить высокий уровень вязких свойств.

Библиографический список

1. Pavel Poletskov, Marina Gushchina, Marina Polyakova. Development of Alloyed Pipe Steel Composition for Oil and Gas Production in the Arctic Region// Resources 2019, 8, 67.
2. H. Zhao^{1,2}, B. P. Wynne¹, and E. J. Palmiere. Conditions for the occurrence of acicular ferrite transformation in HSLA steels\\ Metals. J Mater Sci (2018) 53:3785–3804. P/ 3785-3804
3. А.И. Рудской, Н.Г. Колбасников// Цифровые двойники технологий термомеханической обработки стали// УДК 669.017:621.789:658.512.4
4. Ogoltcov A, Sokolov D, Sokolov S, Vasilyev A (2017) Practical Use of Computer Model STAN 2000 for Improvement and Creation of Regimes of Steels Hot Rolling on SEVERSTAL Mill 2000. Mater Sci Forum 879:2543-2548.
5. Ogoltcov A, Sokolov D, Sokolov S, Vasilyev A .Computer Model STAN 2000 and its Use in Practice of Steels Hot Rolling on Mill 2000 of Severstal. Materials Science Forum.
6. Ю. А. Безобразов, Н. Г. Колбасников, А. А. Наумов. Методика «рас-

тяжение – сжатие» для физического моделирования процессов многостадийной пластической деформации металлов. *Металловедение и термическая обработка. «СТАЛЬ»*. № 1. 2014 г. ISSN 0038—920X

7. Kolbasnikov, N.G. Investigation of structure, rheological and relaxation properties, and stress relaxation kinetics in nanocrystalline beryllium at hot rolling temperatures / N.G. Kolbasnikov, V.V. Mishin, A.I. Shamshurin, A.V. Zabrodin // *Nanotechnologies in Russia*. – 2014. – Vol. 9. – Iss. 1-2. – P. 65-72.

8. Рингинен Д.А. // Формирование однородной структуры при термомеханической обработке в условиях стана 5000 и стабильность ударной вязкости и хладостойкости трубных сталей классов прочности x80 и x100. // Москва, 2016.

9. А.В. Частухин, Д. А. Рингинен, Формирование аустенитной структуры при нагреве слябов из микролегированных ниобием трубных сталей// *Металлург*, 2015, №7, с. 25-31.

10. Эфрон Л.И. *Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали*. М.: Металлургиздат. 2012. 696 с.

УДК 669.15-194.2.

ПРИЧИНЫ И МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ ДЕФЕКТОВ ТИПА «МОРЩИНА» ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ СОРТОВОЙ СТАЛИ

Колбасников Н.Г.¹, Адигамов Р.Р.², Шишов И.А.¹, Зайцев А.М.¹

¹*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, г. Санкт-Петербург, nikolay.kolbasnikov@gmail.com*

²*ПАО «Северсталь», г. Череповец, Россия,*

Аннотация. *Выполнен анализ возможных причин возникновения поверхностных дефектов в виде морщин при горячей прокатке круглой стали. Рассмотрено два варианта – разрушения поверхностного слоя и образование складки за счет неравномерного течения металла вследствие неравномерных свойств микрообъемов деформированного металла. Методами натурного и компьютерного эксперимента показано, что образование морщин происходит за счет постепенного преобразования микрорельефа, который формируется на поверхности металла во время пластической деформации, с заземлением средней части впадины за счет неравномерной деформации микрообъемов.*

Ключевые слова: *горячая прокатка круглой стали, морщины, критерий разрушения, деформационное упрочнение, релаксация напряжений, потеря устойчивости пластической деформации, неравномерность деформации, неравномерность свойств.*

CAUSES AND MECHANISM OF FORMATION OF DEFECTS OF THE "WRINKLE" TYPE DURING HOT ROLLING OF HIGH-GRADE STEEL

Kolbasnikov N.G.¹, Adigamov R.R.², Shishov I.A.¹, Zaitsev A.M.¹

¹*Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University,
St. Petersburg, nikolay.kolbasnikov@gmail.com*

²*PAO Severstal, Cherepovets, Russia,*

Abstract. *An analysis of the possible causes of the appearance of surface defects in the form of wrinkles during hot rolling of round steel is carried out. Two options are considered - the destruction of the surface layer and the formation of a fold due to the uneven flow of the metal due to the uneven properties of the microvolumes of the deformed metal. Using the methods of natural and computer experiments, it is shown that the formation of wrinkles occurs due to the gradual transformation of the microrelief, which is formed on the metal surface during plastic deformation, with pinching of the middle part of the cavity due to uneven deformation of microvolumes.*

Keywords: *hot rolling of round steel, wrinkles, failure criterion, strain hardening, stress relaxation, buckling of plastic deformation, non-uniform deformation, non-uniform properties.*

Введение и постановка задачи. Считается, что появление поверхностных дефектов в виде морщин на поверхности горячекатаного металла, например при прокатке стали круглого сечения, связано с неравномерностью деформации при повышенных обжатиях боковых граней. Решением этой проблемы занимались многие исследователи, например, [1-10]. Неравномерность деформации обусловлена сложным и нестабильным напряженно-деформированным состоянием металла, а также неоднородностью температурного поля прокатываемой заготовки. Эти факторы могут снижать пластичность металла, вызывая потерю устойчивости и локализацию деформации в тех областях, где деформации наиболее велики, а температура проката относительно низка. Обычно таким областям соответствуют ребровые участки заготовки, испытывающие наибольшие обжатия во время сортовой прокатки. Остывание металла также наиболее выражено в ребровых участках, поскольку в них тепловые потери за счет излучения и теплопередачи в прокатные валки наиболее интенсивны, а контакт с валками наиболее плотный. Понижение температуры на захоложденных участках и, естественно, понижение пластичности металла позволяет предположить, что морщина образуется за счет разрушения приповерхностных участков проката. Высказано предположение, подтвержденное расчетами напряженно-деформированного состояния, что образование морщин происходит в приповерхностных микрообъемах проката, в которых достигается максимальное значение удельной работы пластической деформации. Схема образования морщины на поверх-

ности металла за счет образования дополнительной площади поверхности и преобразования ее в морщину при последующей деформации, согласно [17], представлена на рисунках 1,а и 1,б.

Это явление происходит в приповерхностном микрообъеме металла, для которого по данным КЭ-моделирования характерна максимальная удельная работа пластической деформации (рисунки 1,в-г). Удельная работа принята в качестве критерия для оценки неустойчивости пластического течения металлов в процессах горячей обработки, а момент появления морщины трактуется, как начальная стадия разрушения, для определения которой используется критерий Кокрофта-Лэтэма.

Цель работы: анализ причин образования поверхностного дефекта «морщина» при прокатке круглой сортовой стали, в том числе за счет разрушения приповерхностного слоя металла в связи с особенностями напряженного состояния в калибрах, а также за счет потери устойчивости и локализации пластической деформации, вызванной особенностями релаксационных процессов, обусловленных высокой интенсивностью накопления деформационного упрочнения.

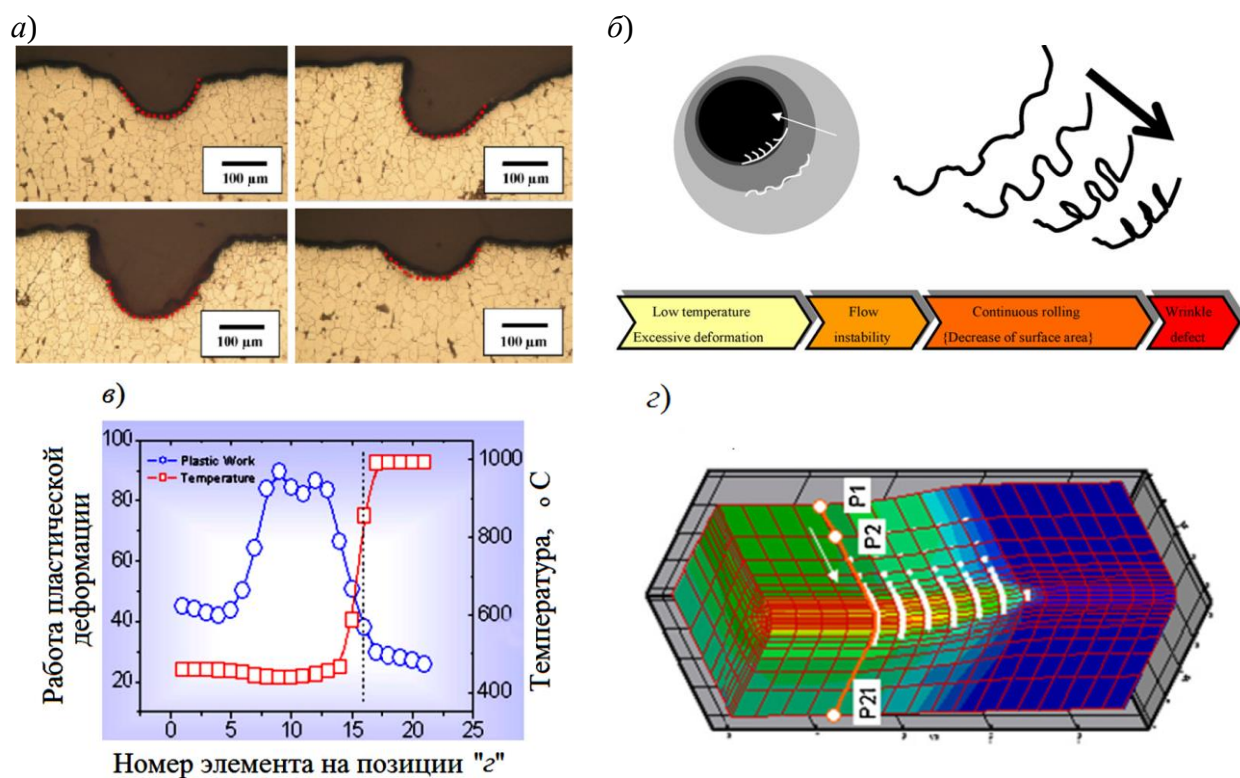


Рисунок 1 - Образование новой поверхности при потере устойчивости пластической деформации при прокатке круглой стали и расположение поверхностных дефектов в поперечном сечении заготовки (а) и последовательность стадий образования морщины (б); удельная работа деформации и распределение температуры в одном из черновых калибров (в); иллюстрация расположения элементов P1-P21 КЭ-модели (г) по материалам [9-10]

Методика. Для анализа возможности образования морщин за счет приповерхностного разрушения использовали опыт работ по разрушению

при горячей листовой прокатке [2]. В среде *Deform* была разработана конечно-элементная модель прокатки круга Ø32 из заготовки 105×105 мм на среднесортном стане 350 за 12 проходов. Для калибровки решения конечно-элементной температурной задачи использовали результаты непосредственного измерения температур металла по клетям стана. Деформируемую среду принимали как пластическое тело с упрочнением, прокатный валок – как абсолютно жесткое тело. В качестве закона трения использовали показатель трения по Зибелю, равный 0,7. Для определения реологических уравнений обрабатываемой стали 60С2ХФА и его изменения по ходу прокатки применили методы физического моделирования на комплексе *Gleeble*-3800. О потере устойчивости и локализации пластической деформации с образованием морщин судили по удельной работе пластической деформации, которую рассчитывали при помощи разработанной конечно-элементной модели.

Анализ возможности образования морщин за счет разрушения приповерхностного слоя металла. Для решения задачи о разрушении использовали экспериментально-аналитическую методику определения предельных значений критерия разрушения Кокрофта-Лэтэма, изложенную в [2]. Возможность образования трещины оценивали выполнением условия

$$C_{\text{К-Л}}^{\text{расч}} = \int_0^{\varepsilon_i} \frac{\sigma_1}{\sigma_i} d\varepsilon \geq C_{\text{К-Л}}^{\text{пред}}, \quad (3)$$

где ε_i – накопленная интенсивность деформации к моменту разрушения;

σ_1 – главное напряжение;

σ_i – интенсивность напряжений по Мизесу);

$C_{\text{К-Л}}^{\text{пред}}$ – расчетное значение критерия;

$C_{\text{К-Л}}^{\text{пред}}$ – предельное значение, определенное при воспроизведении прокатки на комплексе *Gleeble* с учетом структурного состояния металла в каждом из 12-ти проходов.

Поскольку нормализованный критерий Кокрофта-Лэтэма представляет собой безразмерную работу пластической деформации, зарождения и развития трещины, то значения $C_{\text{К-Л}}^{\text{пред}}$ не зависят от схемы напряженного состояния, это позволяет определять его при растяжении, а использовать при анализе разрушения в любом технологическом процессе обработки исследуемой стали.

Максимальные значения критерия Кокрофта-Лэтэма $C_{\text{К-Л}}^{\text{расч}}$, определенные для каждого калибра при прокатке круга Ø32, а также его предельные $C_{\text{К-Л}}^{\text{пред}}$, на рисунке 2. Сравнение максимальных достигаемых в калибрах расчетных $C_{\text{К-Л}}^{\text{расч}}$ с предельными значениями $C_{\text{К-Л}}^{\text{пред}}$ свидетельствуют о невозможности образования морщин за счет разрушения приповерхностных слоев исследуемой стали.

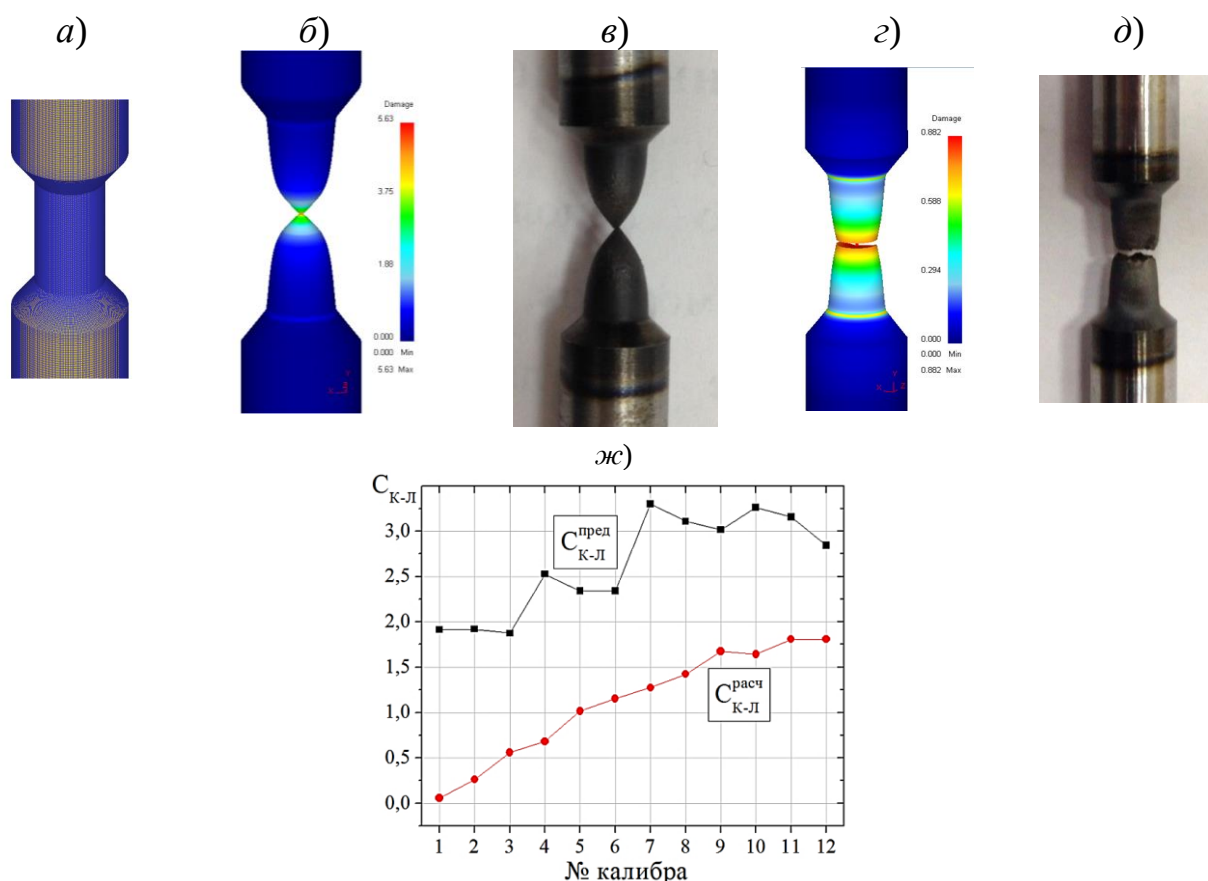


Рисунок 2 - Конечно-элементная модель образца для обработки на комплексе *Gleeble* (а); финальная стадия деформации и разрушения пластичного образца при моделировании в *Deform-2D* (б) и на комплексе *Gleeble* (в); финальная стадия разрушения образца в температурном интервале хрупкости при компьютерном моделировании (г) и на комплексе *Gleeble* и (д); максимальные расчетные $C_{\text{расч К-Л}}$ и предельные $C_{\text{пред К-Л}}$ значения критерия Кокрофта-Лэтэма для 12-ти калибров, использованных при прокатке круга $\varnothing 32$ мм

Анализ возможности образования морщин за счет потери устойчивости и локализации пластической деформации. При помощи КЭ-модели прокатки круга было определено распределение температуры металла по ходу прокатки, параметры напряженно-деформированного состояния и работы пластической деформации, представленное на рисунке 3. При прокатке во 2-4 клетях удельная работа пластической деформации $A_{\text{п.д.}}^{\text{уд}}$ достигает в поверхностных слоях металла максимальных значений среди всех клеток стана, что, согласно [15-17], может служить признаком потери устойчивости и локализации деформации при достаточно низких температурах, характерных для захлажденных участков профиля, при которых возврат и рекристаллизация заторможены. Результаты расчетов распределения удельной работы деформации при прокатке в калибрах валков клеток 6-12 на рисунке 3 не представлены, поскольку имеют существенно меньшие значения по сравнению с первыми пятью клетями.

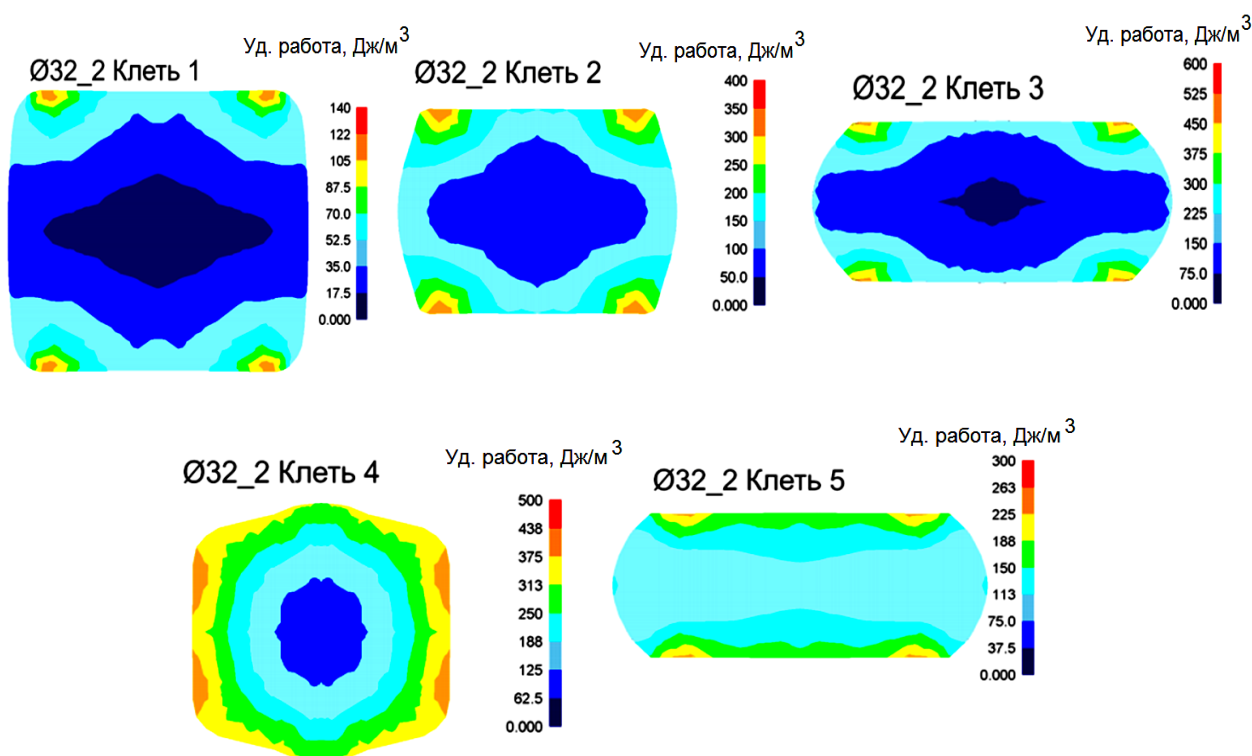


Рисунок 3 - Распределение удельной работы пластической деформации $A^{уд}$ по клетям 1-5 среднесортного стана 350 по результатам моделирования прокатки круга $\varnothing 32$ из заготовки $\square 105 \times 105$ в программе *Deform 3D*

Анализ результатов выполненных расчетов показывает, что максимальные значения удельной работы пластической деформации характерны для черновых калибров клеток 3-4, что свидетельствует о возможности зарождения и дальнейшего развития морщин, если придерживаться идеологии их формирования, изложенной в [9-10].

Работа на угловых участках в клетях 2 достигает 300 кДж, в клетях 3 – 460 кДж. В ящичном калибре работа максимальна не только в углах полосы, но и на боковой поверхности ее величина достигает до 430 кДж. Аналогично [10], можно высказать предположение, что дефект в виде морщины может образоваться в клетях с максимальной пластической работой деформации, то есть клетях 2, 3 и 4. Работа пластической деформации зависит от химического состава стали, интенсивности деформаций ε_i , интенсивности напряжений σ_i , которые определяются структурой, температурой и скоростью деформации. Однако, методами конечно-элементного моделирования, использованными для расчета напряженно-деформированного состояния и температурного режима многопроходной прокатки, геометрия, механизм и стадии образования морщин не фиксируются. Связано это, очевидно, с масштабным фактором моделирования и недостаточно подробной конечно-элементной сеткой, использованной в расчетах, поскольку собственно моделирование многопроходной горячей сортовой прокатки является достаточно сложной технической задачей и требует большого машинного времени.

Эксперимент и моделирование образования морщин при осадке. Методика определения предельной работы пластической деформации $A^{\text{пред}}$, при которой происходит потеря устойчивости пластической деформации и образование морщин, предложена в [10]. Эта методика состоит в проведении серии испытаний цилиндрических образцов на осадку при различных температурах и последующего поиска складок на поверхности образцов при относительно небольших увеличениях и определения параметров деформации, при которых образуются первые морщины. Как правило, при осадке морщины начинают образовываться вблизи мест максимальных деформаций и напряжений, соответствующих выходу металла из контактной зоны (рисунок 4).

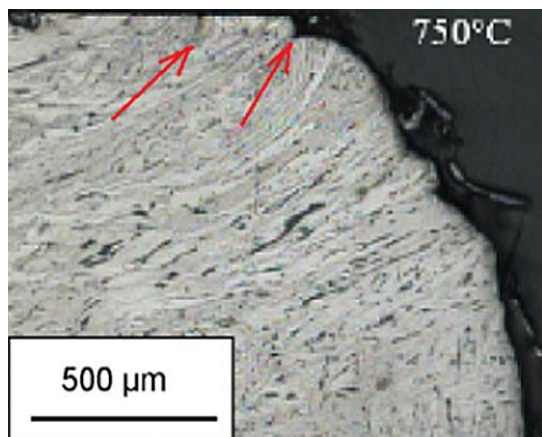


Рисунок 4 - Образование рельефа на поверхности образца и морщин при осадке образца при температуре 750 °С и высотной деформации 70% [17]

Для подтверждения работоспособности предложенной методики были выполнены опыты на сжатие цилиндров $\varnothing 10 \times 15$ мм на комплексе *Gleeble* с осадкой $\Delta h/h_0 \leq 80$ %. Образцы из стали 60С2ХФА нагревали до 1200 °С, выдерживали 1 мин для гомогенизации, а затем охлаждали до температуры 750 °С, характерной для поверхностных слоев металла при прокатке. В этих условиях образование поверхностного рельефа (волнистости) на образце происходило при $\varepsilon \approx 20$ %, а появление морщин, аналогичных представленным на рис. 4 – при $\varepsilon \approx 55-60$ %. Для определения условий образования морщин было выполнено моделирование осадки в программе *Abaqus*. Металл считали однородной средой, каждый конечный элемент которой характеризовали зависимостью истинных напряжений $\sigma(\varepsilon)$, представленной на рис. 5,а, полученной для исследуемой стали при $T=750$ °С на комплексе *Gleeble*.

На рисунках 5,б-г показаны результаты расчетов распределения интенсивностей деформаций, интенсивности напряжений и удельной энергии деформации по 98 приповерхностным элементам при различных степенях деформации. Расположение этих элементов на образце показано на рисунке 5,д. Видно, что максимальные значения интенсивностей напряжений и деформаций наблюдаются в угловой части образцов, соответствующей выходу металла из контактной зоны соприкосновения с деформирующим инстру-

ментом. Вполне естественно, что и работа пластической деформации в данных микрообъемах имеет пиковые значения.

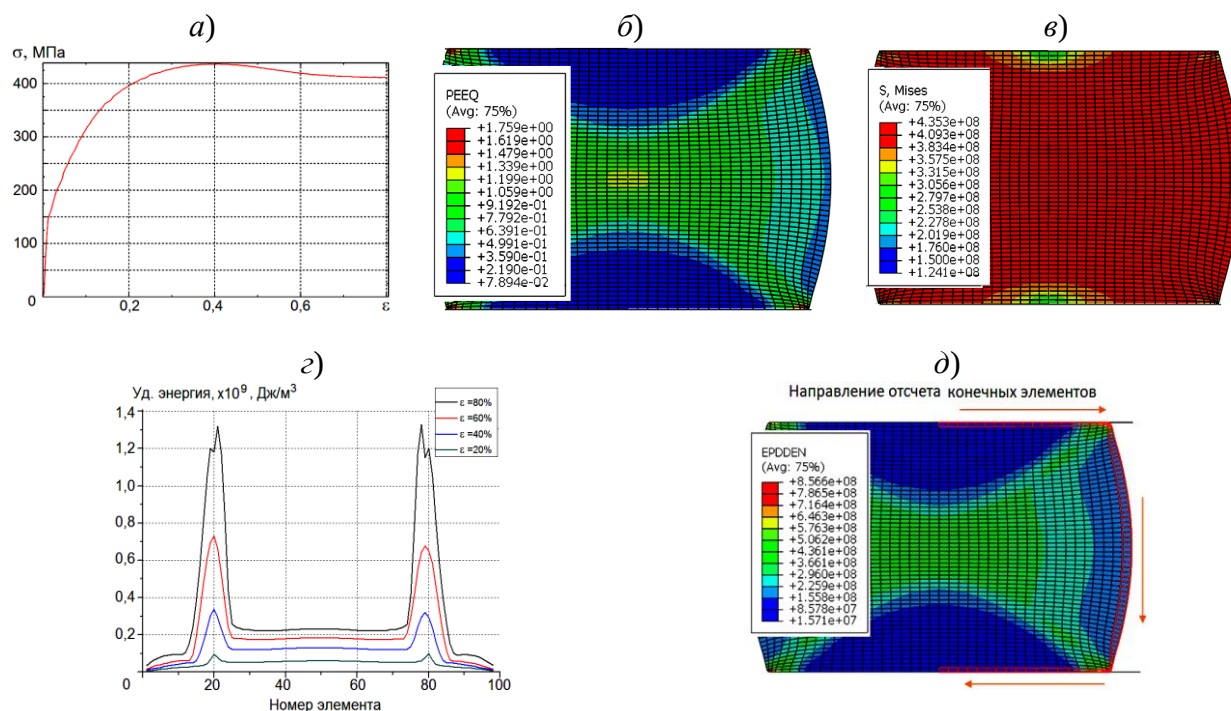


Рисунок 5 - Зависимость истинных напряжений от деформаций, принятая в расчетах (а) и результаты расчетов интенсивности деформаций (б), интенсивности напряжений (в) и удельной работы пластической деформации (г) по приповерхностным конечным элементам (д) при осадке цилиндра $\varnothing 10 \times 15$ мм; степень деформации $\epsilon = 80\%$

В представленных на рисунке 5 в расчетах линейный размер конечных элементов принят равным 0,25 мм. Для определения работы пластической деформации использован расчет энергии деформации на единицу объема в элементе (EPDEN). Можно видеть, что максимальные значения удельной энергии пластической деформации достигают значений $0,8 \cdot 10^9$ Дж/м³. Максимальные значения накопленной энергии принадлежат микрообъемам металла, в которых достигает максимальных значений интенсивность деформации. Можно заметить, что при степени деформации $\epsilon = 55\%$ наблюдается начальная стадия раздвоения пиков накопленной энергии деформации.

Результаты расчетов, представленные на рисунке 5, показывают распределение напряжений и деформаций, характерное для осадки. Однако, образования поверхностного рельефа и поверхностных морщин на образце при моделировании *не происходит*, несмотря на большие различия интенсивностей напряжений, деформаций и накопленной энергии в различных микрообъемах образца. Появление морщин и поверхностного рельефа при компьютерном моделировании не наблюдали также и в [9-10], что, тем не менее, позволило авторам высказать идею о величине работы пластической деформации, как критерии потери устойчивости пластической деформации и образования морщин. Следовательно, либо использованные в расчетах исходные

свойства материалов, либо различие в приобретенных во время деформации свойствах соседних микрообъемов не являются достаточными условиями для описания возникновения морщин.

Изменим условия моделирования. Поскольку деформируемый металл является вероятностной средой, в которой различные микрообъемы металла, например зёрна, в силу различных факторов, например, кристаллографической ориентации, упрочнения или термического разупрочнения, имеют различные деформационные кривые $\sigma(\epsilon)$, зададим при моделировании пять различных вариантов зависимостей $\sigma(\epsilon)$ (рисунок 7). Подобный подход при анализе причин образования поверхностных трещин при листовой прокатке использован в [2]. Форма кривых $\sigma(\epsilon)$ на рисунке 6,а выбрана, исходя из возможности протекания термического возврата и рекристаллизации при горячей деформации.

Исходное распределение по объему образца 30000 конечных элементов с пятью вариантами зависимостей $\sigma(\epsilon)$ было задано методом Монте-Карло. Моделирование выполняли при различных значениях показателя трения по Зибелю (от 0,2 до 0,7), характерных для теплой и горячей деформации. Линейный размер конечного элемента при моделировании принят равным 0,05 мм, что близко к размеру зерна деформируемого аустенита. Деформирующий инструмент принимали абсолютно жестким телом. Моделирование осадки исходного образца $\varnothing 10 \times 15$ мм выполняли до степени высотной деформации 70 %. На рисунке 6,е цифрами 1, 4, 5 обозначены конечные элементы, имеющие соответствующие номера зависимостей на рисунке 6,а.

По результатам расчетов напряженно-деформированного состояния можно отметить следующее:

1. При высотной деформации $\epsilon \approx 0,2-0,30$ на образующей деформируемого образца начинает формироваться характерный микрорельеф со впадинами и выпуклостями, причем далеко не каждый из них в дальнейшем формирует морщину, рисунки 6, б-е.

2. Стадии формирования морщины при осадке, которая образуется в микрообъемах, близких к действию максимальной интенсивности напряжений и деформаций, представлены на рисунках 6, в-е. Как видно, развитие дефекта происходит с увеличением степени деформаций. Начальную стадию формирования морщины, представленную на рисунке 6, в, можно отнести к логарифмической высотной деформации $\epsilon = 0,37-0,40$, которая соответствует вытяжке при сортовой прокатке $\lambda \approx 1,5$.

3. При увеличении степени деформации, рисунки 6, в-е, края морщины смыкаются, она формируется окончательно, а за счет перетекания металла с боковой поверхности морщина может перейти на контактную поверхность.

4. Заметное влияние на характер образования морщин оказывает трение: увеличение трения уменьшает горизонтальное перемещение металла вдоль деформирующего инструмента и препятствует защемлению с образованием морщины. На рисунках 6, в-е, представлена картина формирования морщины по результатам расчетов при показателе трения по Зибелю, равном 0,2.

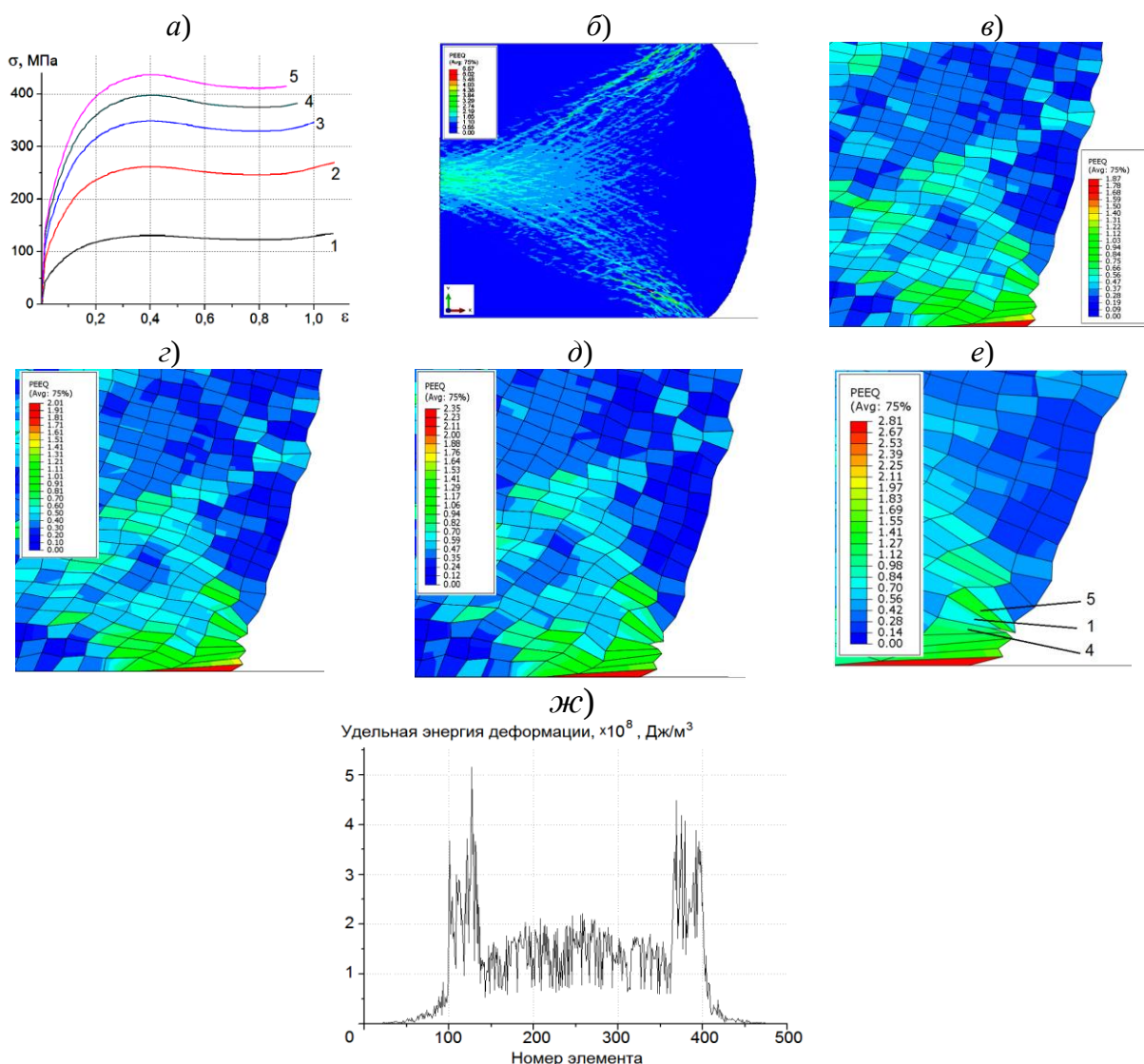


Рисунок 6 - Зависимости истинных напряжений от деформаций, принятые при моделировании (а), распределение интенсивности напряжений по образцу (б), последовательные стадии формирования дефекта типа морщины в угловой части образцов, соответствующей выходу металла из контактной зоны соприкосновения с деформирующим инструментом, (в-г) и распределение удельной работы пластической деформации по приповерхностным конечным элементам (ж)

5. Образование морщины происходит в микрообъемах металла с характерным распределением накопленной энергии пластической деформации: между элементами с высоким сопротивлением деформации (реологические уравнения 4 и 5 на рисунке 6,а) располагается элемент с низким сопротивлением деформации (1). Высокое сопротивление деформации элементов 4 и 5 препятствуют перемещению элемента 1 и приводят к его заземлению. На рисунке 6,ж представлено распределение удельной накопленной энергии деформации по 498 приповерхностным элементам. Распределение элементов аналогично рисунку 5,д, однако количество элементов увеличено практически в 5 раз. Как видно, распределение накопленной энергии по элементам

неравномерно, но имеет характерный тренд, аналогичный рис. 5,2, полученный при расчетах с одним реологическим уравнением для всех конечных элементов. Образование морщины, представленной на рисунках 6,в-е соответствует на рисунке 9,ж элементу №390, который находится в расщеплении правого пика между локальными пиками с высокой накопленной энергией деформации. Именно такой характер распределения накопленной энергии деформации можно признать образованием слабого звена.

7. Для левого максимума графика на рисунке 6,ж явного расщепления максимума не наблюдается. Это может быть объяснено невыполнением условия близости микрообъемов металла с сильно различающимися зависимостями $\sigma(\varepsilon)$, как, например, в случае, представленном на рисунках 6,в-е.

8. Для формирования морщин при горячей деформации необходимо сложное сочетание неоднородности свойств микрообъемов металла:

- приобретенное только во время моделируемой (рассматриваемой) деформации, которое имеет закономерный характер и обусловлено неоднородностью деформированного состояния;

- приобретенное во время предыдущей обработки, которое имеет вероятностный характер и связано в первую очередь с характером процессов разупрочнения.

9. Конечно-элементное моделирование осадки цилиндра со стохастическим распределением реологических свойств конечных элементов, но при меньшем различии зависимостей $\sigma(\varepsilon)$, например, при отсутствии кривой 1 на рисунке 6,а, показало, что морщина может образоваться при немного меньших деформациях, но при этом глубина морщины снижается, она становится менее заметной. Дальнейшее выравнивание исходных свойств отдельных микрообъемов деформируемого металла приводит к ликвидации условий формирования морщин.

Заключение

Образование морщин при горячей сортовой прокатке связано с неравномерностью свойств микрообъемов металла перед началом деформации и с неравномерностью деформированного состояния, приобретенного в рассматриваемом очаге деформации. Неравномерность свойств соседних микрообъемов может быть вызвана неравномерностью температуры, кристаллографической ориентацией, различной степенью термического разупрочнения при возврате и рекристаллизации. Образованию морщин предшествует образование «слабого звена» – микрообъема, обладающего заведомо более низкими свойствами (накопленным упрочнением или энергией пластической деформации) по сравнению с соседними микрообъемами. В процессах формирования морщин активное участие принимает трение – понижение трения облегчает возникновение утяжки в приконтактных зонах.

Снижение неравномерности свойств – сопротивления деформации и накопленной энергии пластической деформации может привести к уменьшению глубины морщин вплоть до полной их ликвидации.

Библиографический список

1. Fitzsimons, G., Kuhn, H.A. Flow and fracture of a multiphase alloy MP35N for study of workability. Metall. Trans. A15, 1837–1847. 1984.
2. Рудской А.И., Колбасников Н.Г., Торопов С.С. Структура, пластичность и разрушение сталей. Эксперимент и моделирование. Изд-во Политехн. ун-та. СПб.: СПбПУ. 2016. 328 с.
3. Mil'man, E.A., Postol'nik, Y.S., Kalyuzhnyi, I.F., Litvinenko, V.N., Safina, O.A. Cause of formation of surface defects when rolling on blooming mill. Steel USSR. 2, 125–126. 1979.
4. Kawano, M., Isogawa, S., Kawanishi, K. Evolution of roll pass designs by thermal mechanical fem simulation. Electric Furnace Steel 70, 255–260. 1999.
5. Kawanishi, K., Shibata, Y., Kawano, M., 1999. Tandem hot rolling technique in wire rod of workhardable materials. Electric Furnace Steel 70, 271–275.
6. Atkins, A.G. Fracture in forming. J. Mater. Process. Technol. 56, 609–618. 1996.
7. Kim, S.Y., Im, Y.T. Three-dimensional finite element analysis of non-isothermal shape rolling. J. Mater. Process. Technol. 127, 57–63. 2002.
8. Lee, H.W., Kwon, H.C., Awais, M., Im, Y.T. Instability map based on specific plastic work criterion for hot deformation. J. Mech. Sci. Technol. 21, 1534–1540. 2007.
9. Lee, Y., Rod and Bar Rolling: Theory and Applications. Marcell Dekker Inc., New York, p. 17. 2004.
10. Hyuck-Cheol Kwon, Ho-Won Lee, Hak-Young Kim, Yong-Taek Im, Hae-Doo Park, Duk-Lak Lee. Surface wrinkle defect of carbon steel in the hot bar rolling process. Journal of Materials Processing Technology. Volum 209. P. 4476–4483. 2009.

УДК 669.017.16

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МНОГОСТУПЕНЧАТОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СПЛАВЫ СЕРИИ AL-MG-SI С ИЗБЫТКОМ КРЕМНИЯ И НЕБОЛЬШИМИ ДОБАВКАМИ СКАНДИЯ И ЦИРКОНИЯ

**Арышенский Е.В.¹, Лапшов М. А.¹, Солопаев М.В.¹,
Коновалов С.В.^{1,2}**

¹*Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева,
г. Самара, Россия, arishenskiy.ev@ssau.ru, lapshov.m.syz@gmail.com,
msolopaev@mail.ru*

²*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, konovalov@sibsiu.ru*

Аннотация. Данное исследование посвящено изучению влияния многоступенчатой термической обработки на микротвердость алюминиевых

сплавов серии Al-Mg-Si с избытком кремния, а также малыми добавками Sc и Zr. В работе приводились эксперименты по 17 различными режимами многоступенчатой термообработки. С помощью изучения влияния её режимов на микротвердость установлено что наиболее подходящим является двухступенчатая ТО. Первая ступень в ней служит для растворения элементов, вторая – для образования упрочняющих дисперсных частиц Mg_5Si_6 . Температуры 440 °C на первой ступени отжига недостаточно для полного растворения элементов, подходящей температурой является 550 °C. Оптимальными режимами для второго этапа ТО является искусственное старение при температуре 180 °C и временем выдержки 5 часов.

Ключевые слова: Алюминиевые сплавы, легирование, скандий, цирконий, многоступенчатая термическая обработка, микротвердость, искусственное старение.

INVESTIGATION OF THE EFFECT OF MULTISTAGE HEAT TREATMENT ON AL-MG-SI SERIES ALLOYS WITH EXCESS SILICON AND SMALL ADDITIVES OF SCANDIUM AND ZIRCONIUM

Aryshensky E.V.¹, Lapshov M. A.¹, Solopaev M.V.¹, Konovalov S.V.^{1,2}

¹*Samara National Research University named after Academician S.P. Korolev, Samara, Russia, arishenskiy.ev@ssau.ru, lapshov.m.syz@gmail.com, msolopaev@mail.ru*

²*Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia, konovalov@sibsiu.ru*

Abstract. This study is devoted to the study of the effect of multistage heat treatment on the microhardness of aluminum alloys of the Al-Mg-Si series with an excess of silicon, as well as small additions of Sc and Zr. The paper presents experiments on 17 different modes of multistage heat treatment. By studying the influence of its regimes on microhardness, it was found that two-stage HT is the most suitable. The first stage in it serves for the dissolution of elements, the second - for the formation of hardening dispersed Mg_5Si_6 particles. A temperature of 440 °C in the first annealing stage is insufficient for complete dissolution of the elements; a suitable temperature is 550 °C. The optimal modes for the second stage of maintenance are artificial aging at a temperature of 180 °C and a holding time of 5 hours.

Keywords: Aluminum alloys, alloying, scandium, zirconium, multistage heat treatment, microhardness, isochronal aging.

Введение

Алюминиевые сплавы системы Al-Mg-Si (сплавы 6XXX серии) являются наиболее перспективными в настоящее время и массово применяются во многих отраслях промышленности [1]. К основным качественным показателям данной серии сплавов относят такие свойства, как формуемость, проч-

ность, коррозионная стойкость [2]. Именно эти свойства важны для использования в автомобильной и авиационной промышленности, в связи с чем спрос на данные сплавы постоянно растет.

Главной упрочняющей фазой, которая образовывается после термической обработки, в сплавах данной серии является метастабильная фаза β'' (Mg_5Si_6) [3]. Основным видом термообработки таких сплавов является закалка и старение. Установлено, что упрочнение за счет образования данной фазы может произойти даже при естественном старении, но максимальный эффект будет лишь от искусственного старения [4]. Важную роль в данной серии сплавов играет количество кремния. Увеличение его содержания приводит к увеличению прочности и пластичности, и способствует равномерно выделению некоторых мелких частиц, в том числе за счет лучшего распределения β'' - фазы (Mg_5Si_6), а также снижает время искусственного старения [5].

Свойства сплавов системы Al-Mg-Si можно улучшить путем легирования переходными металлами, самыми перспективными на данный момент являются добавки Sc и Zr. Их добавки приводят к образованию упрочняющих частиц, таких как Al_3Zr , Al_3Sc , $\text{Al}_3(\text{ScZr})$, $(\text{AlSi})_3\text{ScZr}$, имеющих структуру L12 [6].

Однако, Sc с Si образует так называемую вредную фазу AlSc_2Si_2 , которая оказывает отрицательное влияние на механические свойства сплава. С увеличением содержания Si в сплаве, увеличивается вероятность образования данной фазы [7]. С целью избежания образования данной фазы очень важно контролировать распад пересыщенного твердого раствора, а также тщательно подходить к выбору режима термической обработки.

Данная работа направлена на изучение влияние многоступенчатой термической обработки на сплавы Al-Mg-Si с избытком кремния, и малыми скандиево-циркониевыми добавками.

Методика

Экспериментальные плавки проводились на среднечастотной индукционной печи емкостью 10 кг. Масса отливаемого слитка составила 4,5 кг. В качестве шихты для расплава использовались следующие материалы – первичный алюминий марки А85 (чистота 99,8 %), первичный магний марки МГ90 (99,9 %), лигатуры Al-Si12, Al-Sc2 и Al-Zr5. Все шихтовые материалы перед загрузкой в печь взвешивались на электронных весах МЕХЭЛЕКТРОН-М ВР4900 до 15 кг с погрешностью 5 г и на электронных весах МИДЛЕНА 251 до 500 г с погрешностью 0,1 г.

Загрузка шихтовых материалов в печь производилась вручную, в первую очередь производилась загрузка первичного алюминия и его плавление. После расплавления первичного алюминия и достижения его температуры 730 °С, производилось снятие шлака с поверхности расплава. Далее расплав нагревался до температуры 770–790 °С и производилась присадка лигатур Al-Si12, Al-Sc2 и Al-Zr5 порциями по 300 г с последующим перемешиванием и выдержкой расплава в течение 5 мин. Затем расплав перемешивался.

вался в течение 3-х минут с последующим нагревом до температуры 740 °С, и уже в последнюю очередь производилась присадка Mg. После кристаллизации слиток извлекался из изложницы и помещался в емкость с водой до полного охлаждения.

Исследование химического состава производилось методом атомно-эмиссионной спектроскопии на ARL 3460 по ГОСТ 25086, ГОСТ 7727, ГОСТ 3221, ASTM E 716, ASTM E 1251. Погрешность измерений составляла от 0,0015 до 0,03 % в зависимости от содержания элемента. Результаты химического состава представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав исследуемого сплава

Сплав	Химический состав, %					Отношение Mg/Si
	Al	Mg	Si	Sc	Zr	
0,3Mg1Si0,05Sc0,15Zr	Основа	0,32	0,98	0,05	0,14	0,3

Из полученных слитков были изготовлены образцы размером 20x20x20 и проведен ряд многоступенчатых отжигов в муфельной электрической печи. Режимы отображены в таблице 2.

Таблица 2 – Режимы многоступенчатой термической обработки

№ режима	№ этапа термической обработки			
	1	2	3	4
1	440 °С 8 часов	500 °С 30 минут		
2	440 °С 8 часов	180 °С 3 часа		
3	440 °С 8 часов	180 °С 5 часов		
4	440 °С 8 часов	500 °С 30 минут	180 °С 3 часа	
5	440 °С 8 часов	500 °С 30 минут	180 °С 5 часов	
6	550 °С 8 часов	180 °С 3 часа		
7	550 °С 8 часов	180 °С 5 часов		
8	550 °С 8 часов	440 °С 2 часа		
9	550 °С 8 часов	440 °С 4 часа		
10	550 °С 8 часов	440 °С 6 часов		
11	550 °С 8 часов	440 °С 8 часов		
12	550 °С 8 часов	440 °С 10 часов		
13	550 °С 8 часов	440 °С 8 часов	500 °С 30 минут	
14	550 °С 8 часов	440 °С 8 часов	180 °С 3 часа	
15	550 °С 8 часов	440 °С 8 часов	180 °С 5 часов	
16	550 °С 8 часов	440 °С 8 часов	500 °С 30 минут	180 °С 3 часа
17	550 °С 8 часов	440 °С 8 часов	500 °С 30 минут	180 °С 5 часов

Для всех исследуемых образцов (в литом состоянии и после ТО) была определена микротвердость. Испытания на микротвердость производили на цифровом стационарном твердомере по методу микро–Виккерса на модели HV-1000 (усилия испытания 0,2452 Н). Для того чтобы исключить влияние границ зерен и крупных интерметаллидов, измерения производили в теле зерна.

Результаты исследований и их обсуждение

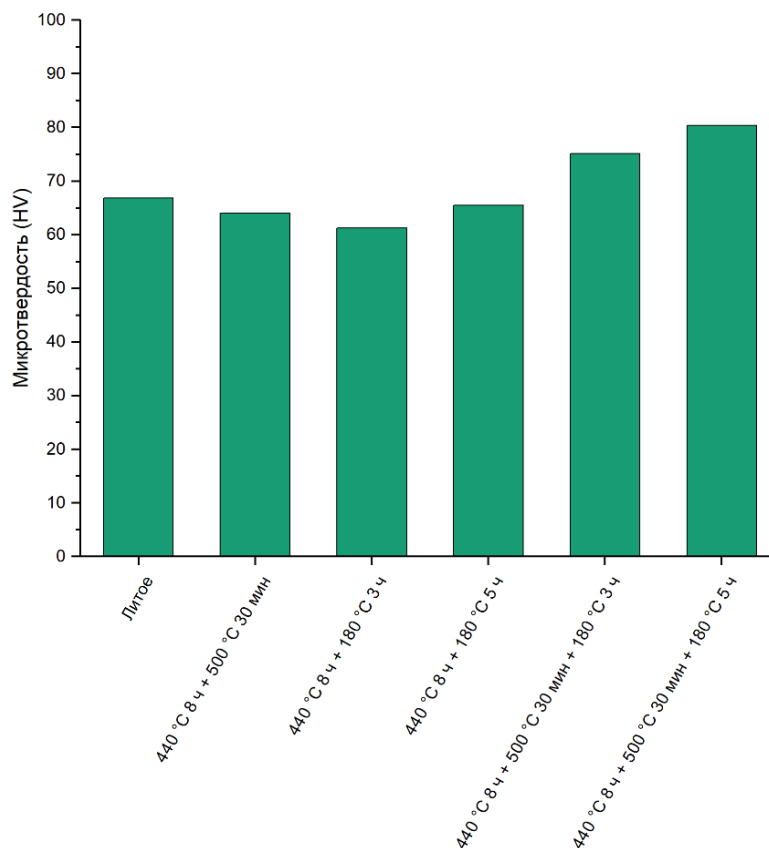


Рисунок 1 – Микротвердость сплава $0,3\text{Mg}1\text{Si}0,05\text{Sc}0,15\text{Zr}$ после многоступенчатой термической обработки с первой ступенью 440 °C

На рисунке 1 показаны результаты замера микротвердости после многоступенчатых отжигов, где первой ступенью является отжиг при температуре 440 °C на протяжении 8 часов. При этом наблюдается лишь снижение прочностных свойств. Небольшой рост микротвердости (до 14 HV) наблюдается у режимов с температурой отжига 500 °C. При этом рост происходит на последнем этапе. Стоит отметить, что вероятнее всего, чем выше температура первого, тем больше растворяется Mg и Si, в результате чего на втором этапе искусственного старения при температуре 180 °C, образуются упрочняющие частицы β'' (Mg_5Si_6). Отметим, что скандий и цирконий практически не влияет на упрочнение, так как по всей видимости содержится в первичных интерметаллидах Al_3ScZr и образовавшихся при остывании литой заготовки когерентных метастабильных частиц $(\text{AlSi})_3\text{ScZr}$, обнаружен-

ных в данных сплавах с предыдущих исследований [8]. О наличии последних свидетельствует небольшое упрочнение по сравнению с базовым сплавом (~ 10 HV).

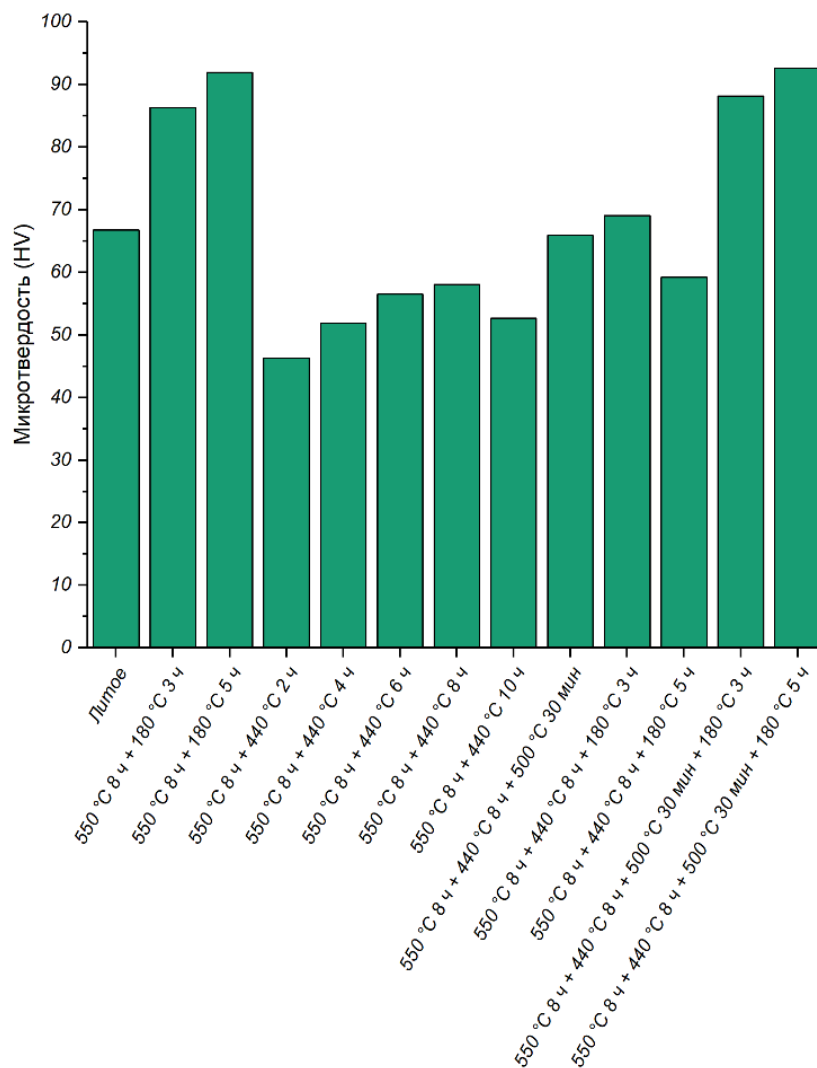


Рисунок 2 – Микротвердость сплава $0,3\text{Mg}1\text{Si}0,05\text{Sc}0,15\text{Zr}$ после многоступенчатой термической обработки с первой ступенью $550\text{ }^{\circ}\text{C}$

Значения микротвердости в образцах, у которых первым этапом многоступенчатой термообработки был отжиг при температуре $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ отображены на рисунке 2. Согласно фазовой диаграмме, построенной в [8], при данной температуре растворяются как частицы типа Si_2Sc , так и Mg_2Si , поэтому весь кремний и скандий уходят в пересыщенный твердый раствор. Однако вторые ступени при термической обработке $440\text{ }^{\circ}\text{C}$ ведут лишь к падению микротвердости. Это связано с тем, что скандий в присутствии циркония очень быстро распадается и за 8 часов выделяется нежелательная фаза Si_2Sc [9]. Это говорит о том, что необходимо более тщательно выбирать время выдержки при температурах близких к $440\text{ }^{\circ}\text{C}$. В то же время искусственные старения сразу после отжига в $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к значительному упрочнению, что говорит о том, что весь растворившийся кремний и магний выделяется в виде полезной фазы $\beta''(\text{Mg}_5\text{Si}_6)$.

Выводы

По результатам данной работы можно сделать несколько выводов. Основным является выбор подходящей температуры для растворения элементов, установлено что температуры 440 °С недостаточно для полного растворения, оптимальной температурой является – 550 °С. Также стоит отметить что искусственное старение (180 °С) способствует образованию упрочняющих частиц типа Mg_2Si . Однако только если применяется двухступенчатая схема термической обработки 550 °С + 180 °С. Термическая обработка при 440 °С приводит к резкому падению свойств за счет по всей видимости образования фазы Si_2Sc . Решением этой проблемы может стать сокращение времени отжига.

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ №21-19-00548.

Библиографический список

1. Sizyakov, V.M.; Bazhin, V.Y.; Vlasov, A.A. Status and Prospects for Growth of the Aluminum Industry. *Metallurgist* 2010, 54, 409–414.
1. Polmear (2005), *Light Alloys* (Fourth Edition), Oxford, England.
2. Matsuda K. et al. Comparison of precipitates between excess Si-type and balanced-type Al-Mg-Si alloys during continuous heating // *Metallurgical and materials transactions A*. – 2005. – Т. 36. – №. 8. – С. 2007-2012.
3. Рохлин Л.Л., Бочвар Н.Р., Леонова Н.П., Суханов А.В. Влияние дополнительного легирования скандием и скандием с цирконием на прочностные свойства сплавов системы Al-Mg₂Si // *Заводская лаборатория, диагностика материалов* – 2015. Т. 81 - №5 - с. 25-29.
4. J. Røyset , N. Ryum , Scandium in aluminium alloys, *Int. Mater. Rev.* 50 (Feb. 2005) 19–44.
5. Давыдов В.Г., Елагин В.И., Захаров В.В., Ростова Т.Д. О легировании алюминиевых сплавов добавками скандия и циркония. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1996. No. 8. С. 25-30.
6. Rokhlin, L.L.; Bochvar, N.R.; Leonova, N.P.; Sukhanov, A.V. Effect of additional doping with scandium and scandium with zirconium on strength properties of the alloys of Al–Mg₂Si system. *Inorg. Mater.* 2016, 15, 1467–1471.
7. Aryshenskii, E., Lapshov, M., Hirsch, J., Konovalov, S., Bazhenov, V., Drits, A., & Zaitsev, D. (2021). Influence of the small sc and zr additions on the as-cast microstructure of al–mg–si alloys with excess silicon// *Metals*, 11(11), 1797.
8. Xu, C., Wang, F., Mudassar, H. et al. Effect of Sc and Sr on the Eutectic Si Morphology and Tensile Properties of Al-Si-Mg Alloy. *J. of Materi Eng and Perform* 26, 1605–1613 (2017). <https://doi.org/10.1007/s11665-017-2599-5>

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ТЕРМИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ РЕЛЬСОВ

Сарычев В.Д., Филяков А.Д., Чумаков И.И., Коновалов С.В.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, filyakov.1999@mail.ru*

Аннотация. В данной работе предложена математическая модель термического упрочнения рельсов и изотермическую диффузионную краевую задачу. Получено распределение температуры в рельсовом темплете в различные моменты времени. Установлено, что снижение температуры поверхностных слоев головки рельсов идет с большей скоростью, чем в центральных частях. На основе проведенных расчетов смоделирован рост колоний перлита.

Ключевые слова: математическая модель, компьютерное моделирование, закалка, рельсы, перлит.

RAIL'S HEAT TREATMENT MODELLING

Sarychev V.D., Filyakov A.D., Chumakov I.I., Konovalov S.V.

*Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, filyakov.1999@mail.ru*

Abstract. This paper proposes a mathematical model of rail's heat treatment, including temperature calculation and isothermal diffusion boundary problem. Rail's temperature distribution in different time was achieved. The temperature distribution in the rail templet at different moments is obtained. The temperature reduction of the surface layers of the rail head has been found to be higher than in the central parts. Based on the calculations, the growth of pearlite colonies was modeled.

Keywords: mathematical model, computational modelling, heat treatment, rails, perlite.

Введение

Согласно анализу операционных результатов транспортно-логистического направления, грузооборот на инфраструктуре ОАО «РЖД» в 2021 году увеличился на 3,1 % и составил 3 320,3 млрд ткм. При этом груженный грузооборот железнодорожных перевозок в 2021 году увеличился на 3,7 % к уровню 2020 года, а порожний грузооборот — на 0,8 %. Увеличение грузооборота в основном было обусловлено увеличением объемов перевозок каменного угля, нефти и нефтепродуктов, удобрений, минерально-строительных грузов, а также грузов в контейнерах. Кроме того, росту грузооборота способствовало увеличение средней дальности грузовых перевозок на 0,9 % к уровню 2020 года, до 1 879 км. Такой рост дальности склады-

вался в основном за счет роста транзитных перевозок, в том числе контейнерных, по маршруту Китай – Европа – Китай [1].

Переориентация торговых цепочек в сторону Восточных стран, в частности увеличение поставок Кузбасского угля, приведет к росту объема грузоперевозок на Забайкальской, Восточно-Сибирской, Красноярской железных дорог. Пути отличаются тяжелыми условиями эксплуатации – высокая грузонапряженность, горноперевальные участки, кривые малого радиуса, перепады температур. В условиях поддержания и роста Российской экономики ожидается строительство новых и модернизация существующих железных дорог.

Опираясь на практический опыт зарубежных стран по увеличению осевой нагрузки до 45 тонн на ось и переходу на безбалластные пути, на отечественных дорогах можно добиться повышения нагрузки на ось при меньшей потребности в эксплуатационном обслуживании. Бейнитная сталь, обладающая лучшей вязкостью разрушения, износостойкостью и сопротивлением усталости, является лучшим выбором для замены перлитной стали в качестве нового материала для колес и рельсов.

В зависимости от температуры бейнитного превращения существуют две различные формы бейнита: верхний бейнит и нижний бейнит. Верхний бейнит, получаемый в области высоких температур ($\sim 400\text{--}500\text{ }^{\circ}\text{C}$), состоит из более крупных пластин бейнитного феррита и карбидов, по сравнению с нижним бейнитом, образующимся при более низких температурах ($300\text{--}400\text{ }^{\circ}\text{C}$).

Бейнитные рельсы могут быть изготовлены путем естественного воздушного охлаждения после прокатки. Они имеют твердость свыше 400 HB и более высокие значения ударной вязкости по сравнению с перлитными рельсовыми сталями, подвергнутыми закалке.

Для разработки новых видов продукции, в том числе рельсов из бейнитных марок стали и перспективах использования тепла прокатного нагрева, необходим комплекс исследований по оптимизации текущего оборудования, применяемого для термической обработки рельсов. Этот комплекс исследований включает блок по математическому моделированию процессов термического упрочнения рельсов. Целью настоящей работы является описание основных этапов математического моделирования термоупрочнения рельсов.

Статья представлена двумя частями: в первой – производится решение тепловой задачи, во второй – моделирование превращения аустенит – перлит в диффузионном приближении.

Тепловая задача

Задача распределения температур в рельсе в процессе термического упрочнения будем рассматривать в одномерной и двумерной постановках [2]. При одномерной геометрии, когда считается, что температура зависит от времени и только от глубины, анализ экспериментальной кривой охлаждения показывает, что существует два режима охлаждения: первый – кривая является выпуклой и быстро спадает и реализуется скорость охлаждения $7\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, во втором режиме скорость охлаждения составляет $2\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$.

Для математического моделирования использовались граничные учи-

тывающие смену механизма охлаждения разными коэффициентами теплоотдачи, которые были определены при сравнении экспериментальных и расчетных зависимостей температуры от времени в определенной точке.

Двумерная тепловая задача распадается на два этапа: принудительного охлаждения движущимся воздухом и охлаждение в спокойном воздухе. В первом случае решается сопряженная задача теплообмена, включающая уравнения Навье-Стокса и конвективной теплопроводности для воздушного потока, переноса тепла в рельсе с граничными условиями сопряжения (создан проект в Comsol Multiphysic (рисунок 1)). На втором этапе решается только тепловая задача для рельса с граничными условиями выражаются через коэффициент теплоотдачи. В результате моделирования получено распределение температуры в рельсе в различные моменты времени на участках принудительного охлаждения и самопроизвольного остывания. Установлено, что снижение температуры поверхностных слоев головки рельсов идет с большей скоростью, чем в центральных частях. Этот факт дает качественное объяснение формированию неравновесных структурно-фазовых состояний в разных слоях.

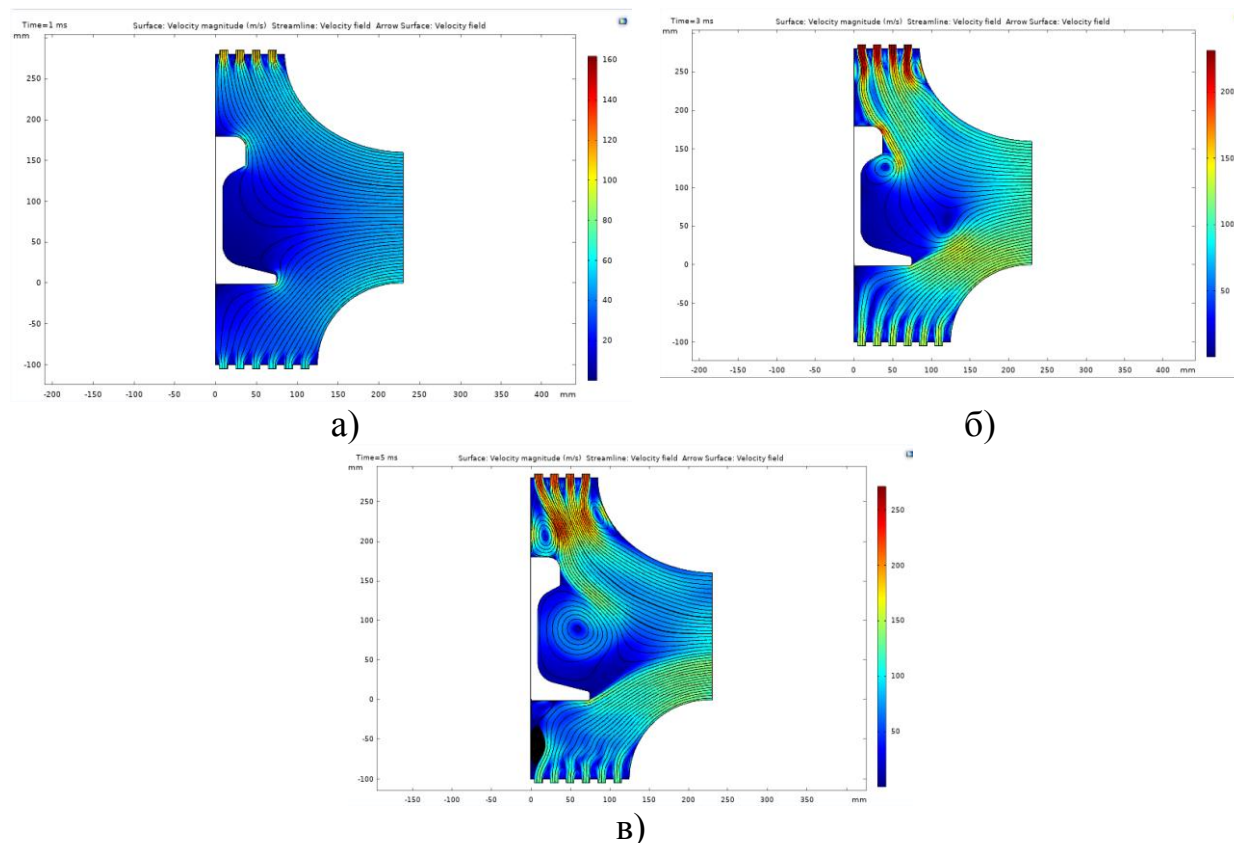


Рисунок 1 – Обтекание рельса воздушным потоком в различные моменты времени: а) 10 мкс; б) 50 мкс; в) 100 мкс.

Моделирование превращения аустенит – перлит

Структурно-фазовые превращения при закалке рельсов могут быть смоделированы с разной степенью детализации. Обычно используется JMAK-Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK), где доля фракции перлита определяется через экспоненциальную функцию времени с двумя параметрами, за-

висящими от температуры. Для определения которых этих параметров используется изотермическая диаграмм. Далее используя зависимость температуры от времени в точках сечения рельса, найденную в первом этапе, определяется зависимость доли фракции перлита от времени. Алгоритм и программа расчетов была разработана ранее и верифицирована на закалке арматуры.

Этот подход наиболее простой, но не дает значений размеров перлитных колоний и расстояния феррит-цементитных ламелей. В настоящее время проводятся интенсивные исследования с использованием модели фазового поля и уравнения диффузии для определения межпластинчатого расстояния перлита. Модель позволяет прогнозировать объемную долю перлита, межслойное расстояние и распределение концентрации углерода в аустените. Таким образом, модель позволяет прогнозировать прочностные и эксплуатационные свойства перлитных сталей, в том числе твердость, износостойкость и долговечность в зависимости от технологических параметров. Однако, продолжительность моделирования одного теплового цикла составляет около 4 ч, а решение, основанное на уравнении ЖМАК, составляет несколько секунд. Поэтому для моделирования структурно-фазовых превращений при закалке рельсов предложено использовать смешанный подход.

Моделирование превращения аустенит – перлит в диффузионном приближении основано на решении краевой задачи, которая формулируется ниже.

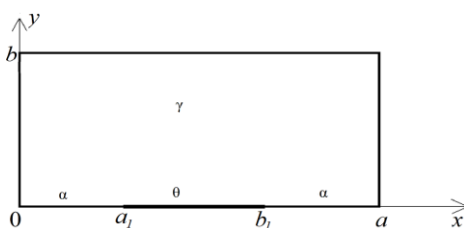


Рисунок 2 – Схема области роста перлита

Начально-краевая задача включает.

Уравнения диффузии в области $0 < x < a; 0 < y < b$:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} D \frac{\partial c}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial y} D \frac{\partial c}{\partial y}$$

Граничные условия на сторонах прямоугольника принимаем в виде

$$y = 0, 0 \leq x \leq a : \frac{\partial c}{\partial y}(x, 0) = 0; y = b, 0 \leq x \leq a : \frac{\partial c}{\partial y}(x, b) = 0;$$

$$x = 0, 0 \leq y \leq b : \frac{\partial c}{\partial x}(0, y) = 0; x = a, 0 \leq y \leq b : \frac{\partial c}{\partial x}(a, y) = 0$$

Начальные условия:

в области прямоугольника вне нижней стороны:

$$c(0, x, y) = c_a; 0 \leq x \leq a; 0 < y \leq b:$$

на нижней стороне прямоугольника:

$$c(0, x, 0) = \begin{cases} c_c, & 0 < x < a_1; \\ c_f, & a_1 < x < b_1; \\ c_c, & b_1 < x < a \end{cases}$$

Коэффициент диффузии зависит от концентрации и принимает вид:

в кусочно-постоянном виде

$$D(c) = \begin{cases} D_\alpha, & 0 < c < c_1; \\ D_\gamma, & c_1 < c < c_2; \\ D_\theta, & c > c_2. \end{cases}$$

или в аналитическом виде

$$D(c) = H(c_2 - c)(D_\gamma + (D_\alpha + D_\gamma)H(c_1 - c)) + D_\theta(c - c_2)$$

Здесь $H(\cdot)$ – функция Хейвисайда. Где c_1 и c_2 определяются из условий

$$f_\alpha(T, c_1) = f_\gamma(T, c_1); \quad f_\theta(T, c_2) = f_\gamma(T, c_2)$$

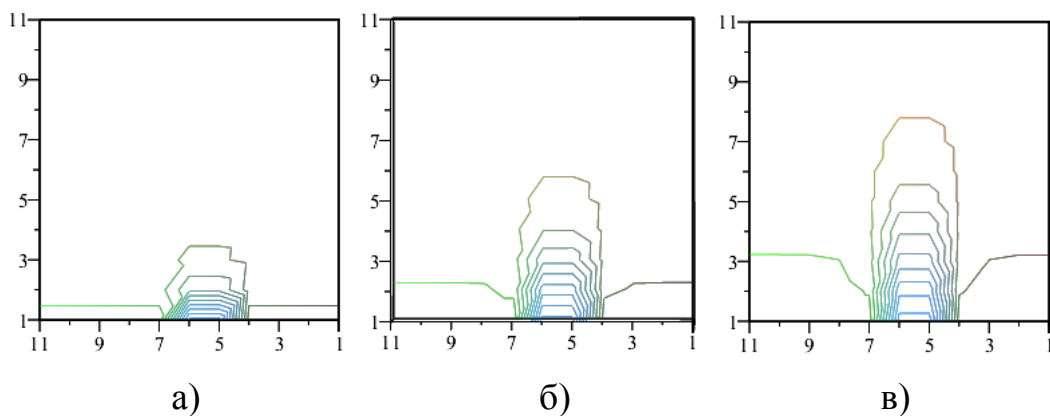


Рисунок 3 – Модель роста колонии перлита (голубой цвет) при $T=750^\circ \text{ K}$, в различные моменты времени: а) 10 мкс; б) 50 мкс; в) 100 мкс.

Заключение

1. Предложена математическая модель термоупрочнения рельсов, включающая расчет температур и изотермическую диффузионную краевую задачу.

2. Получено распределение температуры в рельсовом темплете в различные моменты времени на участках принудительного охлаждения и самопроизвольного остывания. Установлено, что снижение температуры поверхностных слоев головки рельсов идет с большей скоростью, чем в центральных частях.

3. На основе проведенных расчетов получены распределения температур по сечению рельса в различные моменты времени и смоделирован рост колоний перлита.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного

фонда (проект № 22-79-10229).

Библиографический список

1. Корнева Л.В., Дементьев В.П., Елисеев С.В., Поздеев В.Н., Хоменко А.П., Черняк С. С. Разработка технологии производства железнодорожных рельсов из стали бейнитного класса повышенной эксплуатационной стойкости для условий Сибири // Современные технологии. Системный анализ. Моделирование. 2012. № 1 (37). С.47 – 57.

2. Сарычев В.Д., Молотков С.Г., Кормышев В.Е., Невский С.А., Полевой Е.В. Моделирование дифференцированной термической обработки железнодорожных рельсов сжатым воздухом // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2020. Том 63. №11-12. 907-914 С.

УДК 669.71.017

ВЛИЯНИЕ МЕДИ НА СТРУКТУРУ И ТЕПЛОВОЕ РАСШИРЕНИЕ СПЛАВОВ Al – 40%Si

Афанасьев В. К., Попова М.В., Малюх М.А.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, starostina_ma1976@mail.ru*

Аннотация. Изучены особенности изменения микроструктуры и температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) высоколегированных алюминиевых сплавов специального назначения на основе системы Al – 40 % Si – Cu. Установлено, что легирование медью в больших количествах снижает ТКЛР тройных сплавов во всем температурном интервале испытаний. Сравнительный анализ полученных данных показал, что значения ТКЛР полученного сплава Al-40 % Si-40 % Cu значительно ниже коэффициента линейного расширения промышленных сплавов инварного типа во всем интервале испытания. Полученные результаты позволяют утверждать, что легирование медью способствует наибольшему снижению ТКЛР тройных сплавов Al – Si – Cu.

Металлографический анализ высоколегированных сплавов демонстрирует наличие крупных пластинчатых кристаллов первичного кремния. Рентгеноспектральный микроанализ исследуемых образцов, полученный с помощью растрового электронного микроскопа, подтверждает наличие в сплавах Al – 40 % Si – 15÷ 40 % Cu между пластинчатыми кристаллами кремнистой фазы частицы фазы CuAl_2 .

Ключевые слова: высоколегированные сплавы, легирование, микроструктура, температурный коэффициент линейного расширения.

FEATURES OF THE STRUCTURE AND THERMAL EXPANSION OF SPECIAL PURPOSE ALLOYS OF THE Al-Si-Cu SYSTEM

Afanasyev V.K., Popova M.V., Malyuh M.A.

*Siberian State Industrial University,
Novokuznetsk, Russia, starostina_ma1976@mail.ru*

Abstract: *The peculiarities of changes in the microstructure and temperature coefficient of linear expansion (TCLE) of high-alloyed aluminum alloys for special purposes based on the Al– 40 % Si - Cu system are studied. It was found that copper alloying in large quantities reduces the TCLE of triple alloys in the entire temperature range of tests. A comparative analysis of the data obtained showed that the values of the TCLE of the obtained alloy Al-40 % Si-40% Cu are significantly lower than the coefficient of linear expansion of industrial invar alloys in the entire test interval. The results obtained allow us to assert that copper alloying contributes to the greatest decrease in TCLE of triple Al – Si – Cu alloys.*

Metallographic analysis of high-alloy alloys demonstrates the presence of large plate crystals of primary silicon. X-ray spectral microanalysis of the studied samples obtained using a scanning electron microscope confirms the presence of CuAl₂ phase particles in Al – 40 % Si - 15÷40 % Cu alloys between the lamellar crystals of the siliceous phase.

Keywords: *high-alloy alloys, alloying, microstructure, temperature coefficient of linear expansion.*

Технический прогресс высокотехнологичных отраслей промышленности, таких как аэрокосмическая, точные приборо- и машиностроение в значительной степени связан с созданием новых материалов специального назначения с регламентированным уровнем теплофизических свойств. Основная научно-практическая задача современного материаловедения – обеспечение высокой стабильности размеров металлических деталей и изделий при изменении температуры окружающей среды.

Обеспечение размерной стабильности деталей возможно, когда ТКЛР практически не изменяется в интервале температур эксплуатации. При создании легких сплавов с требуемым значением ТКЛР особое внимание уделяется легированию кремнием, поскольку он имеет малую плотность и низкий ТКЛР по сравнению с алюминием. Диаграмма состояния системы Al-Si относится к эвтектическому типу. Традиционно считают, что растворимость алюминия в кремнии весьма мала. Однако, при использовании более точных методов исследования было установлено, что Si имеет несколько полиморфных модификаций, на базе которых образуются твердые растворы большей концентрации, чем это принято считать.

В настоящее время в качестве материалов с минимальными значениями ТКЛР используются инвары – сплавы на основе системы Fe-Ni и суперинвары – на основе системы Fe-Ni-Co [1]. Данные сплавы являются высоколегиро-

ванными, обладают высокой плотностью, что утяжеляет конструкции и приборы. В области легких сплавов лучшим достижением на сегодняшний день являются спеченные алюминиевые сплавы (САС) на основе системы Al-Si, получаемые методами порошковой металлургии. Производство сплавов типа САС весьма дорогостоящий процесс, который предусматривает применение сверхвысоких скоростей кристаллизации, брикетирование порошков и горячее прессование заготовок [2].

Медь также является важнейшим легирующим элементом алюминиевых сплавов. Система Al-Cu с содержанием меди до 60 % относится к эвтектическому типу. В отличие от системы Al-Si, в ней образуется целый ряд интерметаллидов, самым значимым из которых является фаза CuAl_2 . Результаты дилатометрических исследований двойных сплавов Al-Si и Al-Cu, подтверждают, что они могут иметь широкий спектр значений ТКЛР [3, 4]. Легирование кремнием и медью снижает ТКЛР алюминиевых сплавов, когда содержание легирующих элементов значительно превышает их предел растворимости в алюминии [5-6].

В соответствии с равновесной диаграммой состояния, в тройной системе Al – Si – Cu в твердом растворе может находиться до 5 % меди. Промышленные алюминиевые деформируемые сплавы содержат медь в количестве до 6 %, литейные сплавы до 10 %. В литературных источниках мало информации о влиянии большого количества меди на теплофизические свойства сплавов системы Al – Si. Справочные данные содержат сведения о том, что повышение концентрации меди до 10 % способствует увеличению прочности при высоких температурах и снижению скорости ползучести алюминия. Однако у исследователей нет единого мнения о том, когда медь более эффективна – когда она присутствует в фазе CuAl_2 либо когда находится в твердом растворе [7-8].

Если рассматривать фазовый состав сплавов Al – Si – Cu, здесь не образуются тройные соединения. В данной системе в равновесии с алюминиевым твердым раствором находятся кремнистая фаза и фаза CuAl_2 [9]. В соответствии с фазовой диаграммой состояния Al-Si, фаза CuAl_2 имеет ограниченный интервал существования (52,5 – 53,9 % Cu), имеет тетрагональную решетку, ее ТКЛР составляет $\alpha_{27\div 127} = 15,9 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$ и $\alpha_{27\div 527} = 17,2 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$ [10]. Что касается тройной системы Al – Si – Cu, здесь в равновесном состоянии происходит тройная эвтектическая реакция $\text{Ж} \rightarrow (\alpha) + \text{Si} + \text{CuAl}_2$ при температуре 525 °С и концентрациях легирующих элементов 27% Cu и 5% Si [11]. При неравновесной кристаллизации возможно обнаружение Si-фазы и фазы CuAl_2 при значительно меньших по сравнению с диаграммой состояния концентрациях меди и кремния.

В качестве объекта исследования были выбраны тройные сплавы системы Al – 40 % Si – 15÷40 % Cu. Сплавы выплавляли в лабораторных условиях в печах с силитовыми нагревателями, с соблюдением всех правил подготовки шихты и ведения плавки. Шихтовый алюминий расплавляли, вводили в него кремний и медь в количестве 15, 30, 40 %. Сплавы заливали в алюминиевый кокиль ($t_{\text{к}}=20 \text{ °C}$). Температура заливки составляла 1100 – 1200 °С. Из

полученных слитков изготавливали образцы для дилатометрического и металлографического исследований. ТКЛР определяли с помощью дифференциального оптического фоторегистрирующего дилатометра системы Шевенара, погрешность определения составляла $\pm 0,1 \cdot 10^{-6}$ град $^{-1}$. Рентгеноспектральный микроанализ был проведен с помощью растрового электронного микроскопа *Zeiss EVO 50 XVP*², оснащенного приставкой для микрорентгеноспектрального анализа *Oxford Instruments X-Act*. Рентгенофазовый анализ осуществляли с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН 2,0.

Результаты металлографического анализа изучаемых сплавов при оптических увеличениях представлены на рисунке 1. На фотографиях микроструктур видно, что высоколегированные сплавы содержат в своей структуре крупные пластинчатые кристаллы первичного кремния.



Рисунок 1 – Микроструктура сплавов на основе Al – 40 % Si – Cu x200:
a – без Cu (*a*), 40 % Cu (*б*)

Результаты металлографического анализа изучаемых высоколегированных сплавов, полученные с высоким пространственным разрешением с помощью растрового электронного микроскопа, позволяют предположить, что высокие концентрации Cu способствуют снижению предела растворимости Si в Al. Таким образом, наблюдается изменение условий структурообразования сплавов (рисунок 2).

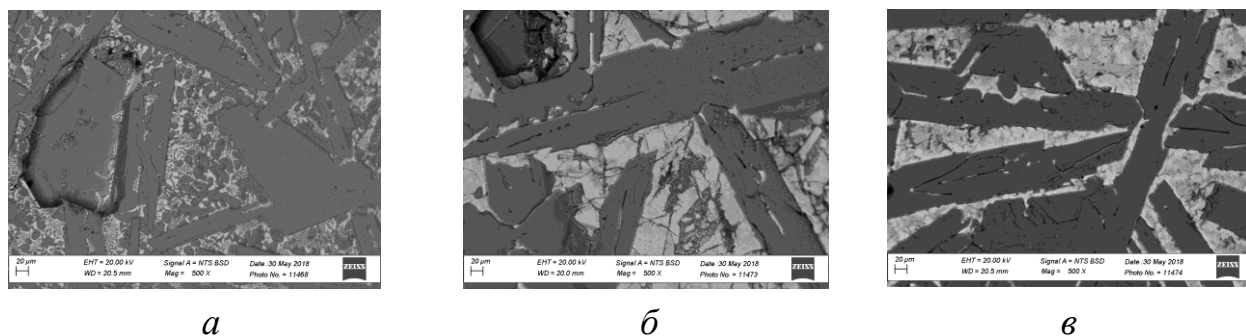


Рисунок 2 – Микроструктура сплава Al – 40 % Si – Cu
a – 15 % Cu, *б* – 30 % Cu, *в* – 40 % Cu

Результаты рентгеноспектрального микроанализа сплавов Al–40 % Si – Cu показали наличие в сплавах Al – 40 % Si – 15÷40% Cu между пластинча-

² Исследования выполнены на оборудовании ЦКП ССМ НГТУ

тыми кристаллами кремнистой фазы частицы фазы CuAl_2 (рисунок 3).

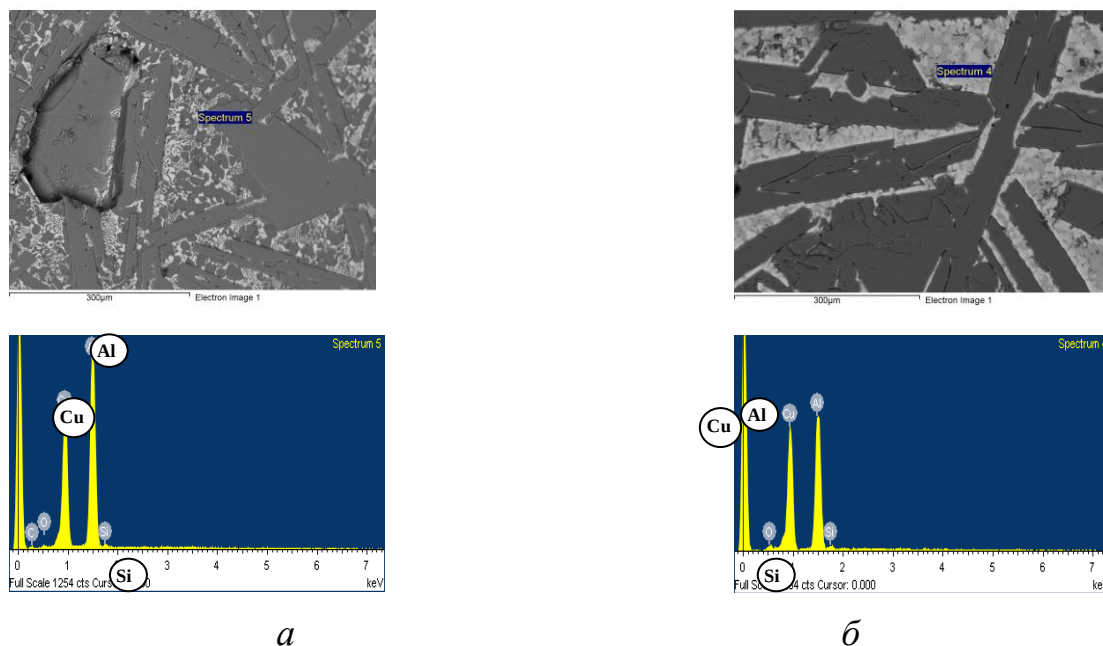


Рисунок 3 – Микроструктура и элементный состав сплава в характерных участках образцов: Al-40 % Si – 15 % Cu (а); Al – 40 % Si – 40 % Cu (б)

Изучалось влияние меди на тепловое расширение сплавов Al-40%Si-Cu. Установлено, что сплав Al-40 % Si-20 % Cu имеет мало изменяющиеся значения ТКЛР во всем температурном интервале испытаний $\bar{\alpha}_{50-450} = 9,1 \div 10,1 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$. Увеличение содержания меди от 20 до 40% способствует плавному снижению значений ТКЛР тройных сплавов во всем интервале испытаний, что видно на рисунке 4. Наибольшее снижение значений ТКЛР наблюдается у сплава Al-40 %Si-40 %Cu. Так, средний ТКЛР в интервале рабочем интервале испытаний составляет $\bar{\alpha}_{50-200} = 4,5 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$.

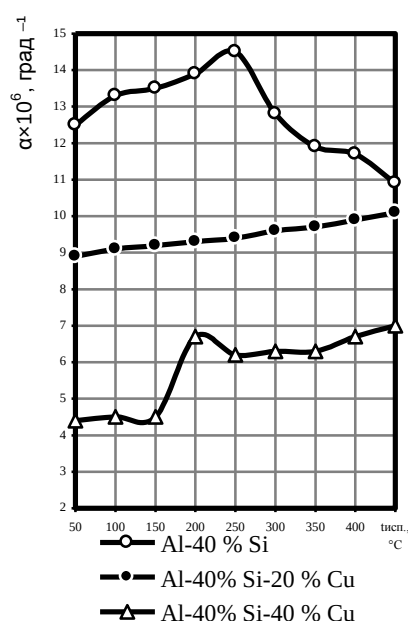


Рисунок 4 – Тепловое расширение сплавов Al – 40 % Si – 20÷40 % Cu

Сравнительный анализ полученных данных по высоколегированным сплавам показал (рисунок 5), что значения ТКЛР тройного сплава с равным содержанием кремния и меди значительно ниже коэффициента линейного расширения промышленных сплавов инварного типа во всем интервале испытания.

Таким образом, проведенные исследования позволили разработать состав сплава на основе системы Al-Si-Cu, который имеет низкий и малоизменяющийся ТКЛР в рабочем температурном интервале, что является большим преимуществом новых легких инваров по сравнению с тяжелыми железоникелевыми.

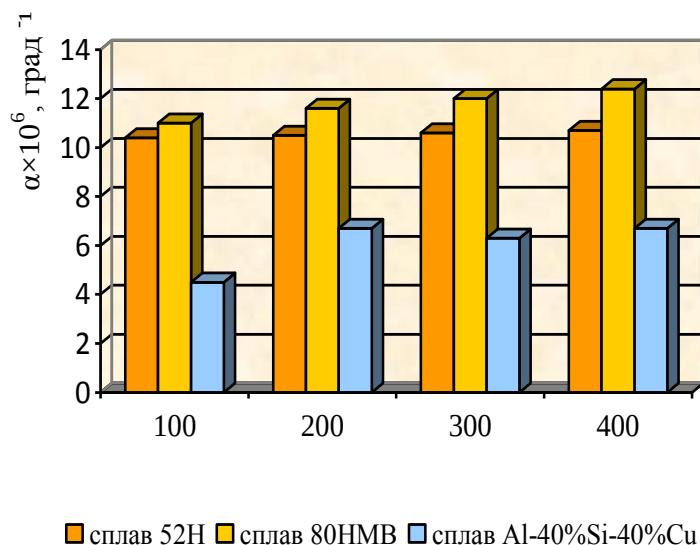


Рисунок 5 – Сравнительный анализ по тепловому расширению сплавов

Выводы

Результаты металлографического анализа изучаемых высоколегированных сплавов позволяют предположить, что высокие концентрации Cu способствуют снижению предела растворимости Si в Al.

Результаты рентгенофазового анализа подтверждают, что совместное введение в алюминий кремния и меди способствует значительному снижению значений коэффициента линейного расширения тройных сплавов Al-Si-Cu в том случае, когда в их структуре наряду с большим количеством кремнистой фазы образуются интерметаллиды CuAl, CuAl₂, Cu₉Al₄.

Легирование сплавов Al – 40 % Si медью приводит к значительному снижению ТКЛР тройных сплавов во всем температурном интервале испытаний. Установлено, что разработанный сплав Al – 40 % Si – 40%Cu имеет постоянные значения ТКЛР в рабочем интервале испытаний $\bar{\alpha}_{50-200} = 4,5 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹, что характерно для сплавов инварного типа [12]. Значения ТКЛР нового сплава значительно ниже коэффициента линейного расширения промышленных сплавов инварного типа во всем интервале испытания.

Железоникелевые сплавы со средним ТКЛР $10,0 \div 12,0 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹ могут

быть заменены на легкие сплавы для соединения со стеклом и керамикой. По значению ТКЛР они могут применяться для согласованных соединений с металлами, сплавами, керамическими материалами и стеклами.

Библиографический список

1. Захаров А. И. Физика прецизионных сплавов с особыми тепловыми свойствами / А. И. Захаров. – Москва : Металлургия, 1986. – 237 с.
2. Гопиенко В.Г. Спеченные материалы из алюминиевых порошков / В.Г. Гопиенко, М.Е. Смагоринский, А.А. Григорьев. – М.: Металлургия, 1993. – 320 с.
3. Афанасьев В.К. О влиянии кремния на тепловое расширение алюминия А7 / В.К. Афанасьев, А.В. Горшенин, М.В. Попова, А.Н. Прудников, М.А. Старостина (М.А. Малюх) // Металлургия машиностроения. – 2010. – № 6. – С. 23-26.
4. Popova, M.V. On linear expansion of alloyed aluminum alloys with silicon / M.V. Popova, V.F. Frolov, , A.N. Lyubushkina. – Izvestiya Ferrous Metallurgy. – 2003. – № 2.– P.38–40.
5. Afanas'ev V.K. About anomaly of linear expansion of industrial silumins / V.K. Afanas'ev, A.A. Ruzhilo, A.N. Lyubushkina, M.V. Popova. – Izvestiya Ferrous Metallurgy – 2003. – №10.– P. 16–17.
6. Попова М.В. Некоторые пути получения алюминиевых инваров / М.В. Попова // Обработка металлов. – 2004. – № 3 (24). – С. 16–19.
7. Золотаревский В.С., Белов Н.А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов. – М.: МИСиС, 2005. – 376 с.
8. Строганов Г.Б. Высокопрочные литейные алюминиевые сплавы / Г.Б. Строганов. – Металлургия, 1985. – 216 с.
9. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов: Пер. с англ. под ред. Ф.И. Квасова / Л.Ф. Мондольфо. – М.: Металлургия, 1979. – 639 с.
10. Таблицы физических величин: справочник / под ред. акад. И.К. Кикоина. - М.: Атомиздат, 1976. – 1006 с.
11. Хэтч Дж. Е. Алюминий: свойства и физическое металловедение: Справочник: Пер. с англ. / Дж. Е. Хэтч. – М.: Металлургия, 1989. – 422 с.
12. Афанасьев В.К. Инвары: Учебное пособие / В.К. Афанасьев, М.В. Попова, С.А. Гладышев [и др.]. – Новокузнецк: СибГИУ, 2006. – 126 с.

СОДЕРЖАНИЕ

КУЗНЕЦКОЙ НАУЧНОЙ ШКОЛЕ ЛИТЕЙЩИКОВ 90 ЛЕТ <i>Князев С.В., Усольцев А.А., Куценко А.И.</i>	4
СЕКЦИЯ 1: ИССЛЕДОВАНИЯ, ТЕОРИЯ И ПРАКТИКА МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ	13
МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВОЙ РАБОТЫ ГОЛОВКИ КИСЛОРОДНОЙ ФУРМЫ ДЛЯ ПРОДУВКИ В БОЛЬШЕГРУЗНЫХ КОНВЕРТЕРАХ <i>Протопопов Е.В., Уманский А.А., Морозов И.С., Чернышева Н.А.</i>	13
ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕЛЮЩИХ ТЕЛ, ПРОИЗВЕДЕННЫХ ИЗ РЕЛЬСОВЫХ СТАЛЕЙ РАЗЛИЧНОГО ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА <i>Уманский А.А., Байдин В.В., Симачев А.С., Думова Л.В.</i>	21
АНАЛИЗ ВЗАИМОСВЯЗИ КАЧЕСТВА СТРУКТУРЫ НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ ЗАГОТОВОК ШАРОВЫХ СТАЛЕЙ С ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ МЕЛЮЩИХ ТЕЛ <i>Уманский А.А., Протопопов Е.В., Морозов И.С., Симачев А.С., Думова Л.В.</i>	29
АНАЛИЗ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ВОЗМОЖНОСТЕЙ ПЕРЕРАБОТКИ ШЛАМА КОНВЕРТЕРНОГО ПРОИЗВОДСТВА В КИСЛОРОДНОМ КОНВЕРТЕРЕ <i>Сафонов С.О., Лопатина А.О.</i>	34
ВОЗМОЖНОСТЬ ПОЛУЧЕНИЯ КРЕМНИСТЫХ ФЕРРОСПЛАВОВ ИЗ ФОСФАТНОГО СЫРЬЯ <i>Шевко В.М., Утеева Р.А., Лавров Б.А., Полатова К.М., Каратаева Г.Е.</i>	38
ПЕРЕРАБОТКА БОГАТЫХ ПЫЛЕЙ ПРОИЗВОДСТВА ФЕРРОМАРГАНЦА С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ <i>Шевко В.М., Айткулов Д.К., Синельников И.П., Удалов Ю.П., Бадикова А.Д.</i>	45
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ПЯТИКОМПОНЕНТНОГО ЭКВИАТОМНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Co-Cr-Fe-Mn-Ni <i>Панченко И.А., Дробышев В.К., Бессонов Д.А., Кольчурина М.А., Коновалов С.В.</i>	55
ВЫПЛАВКА ЧУГУНА ДЛЯ СМЕННОГО ОБОРУДОВАНИЯ И ИЗЛОЖНИЦ В ИНДУКЦИОННЫХ ПЕЧАХ СРЕДНЕЙ И МАЛОЙ ЕМКОСТИ <i>Лубяной Д.Д., Кузнецов И.С., Кухаренко А.В., Князев С.В., Лубяной Д.А.</i>	62
ИССЛЕДОВАНИЕ МИНЕРАЛОГИЧЕСКИХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ПРОЦЕССЕ АГЛОМЕРАЦИИ ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ МАТЕРИАЛОВ <i>Бурова Ю.Е., Вязникова Е.А., Дмитриев А.Н., Витькина Г.Ю., Алекторов Р.В.</i>	70
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОБАВОК K_2O , Na_2O , MgO , Al_2O_3 НА СВОЙСТВА ШЛАКА ПРИ СВАРКЕ ПОД ФЛЮСОМ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ <i>Гизатулин Р.А., Дунашин Н.С., Валуев Д.В., Худоёров С.С., Заиркулов Э.Ё.</i>	79
КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ЛЕГИРОВАННЫХ ЧУГУНОВ В АТМОСФЕРЕ АНОДНЫХ ГАЗОВ АЛЮМИНИЕВЫХ ЭЛЕКТРОЛИЗЕРОВ ЭКОСОДЕРБЕРГ <i>Пинаев Е.А., Темлянцев М.В., Большаков Д.Г., Темлянцева Е.Н., Куценко А.И.</i>	87
КИНЕТИКА ОБЕЗУГЛЕРОЖИВАНИЯ УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИХ СМОЛОСВЯЗАННЫХ ОГНЕУПОРОВ ДЛЯ ФУТЕРОВОК СТАЛЕРАЗЛИВОЧНЫХ КОВШЕЙ <i>Якушевич Н.Ф., Запольская Е.М., Темлянцев М.В., Протопопов Е.В., Темлянцева Е.Н., Приходько М.С.</i>	92
ОПТИМИЗАЦИЯ ЭНЕРГОТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО РЕЖИМА ВЫПЛАВКИ ФЕРРОСИЛИКОМАРГАНЦА <i>Павлов В.В., Романенко Ю.Е., Годик Л.А., Фейлер С.В., Фейлер Д.Т.</i>	98

РЕЦИКЛИНГ ПРОКАТНОЙ ОКАЛИНЫ В ПРОИЗВОДСТВЕ ЧЕРНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	
<i>Годик Л.А., Фейлер С.В., Фейлер Д.Т., Романенко Ю.Е.</i>	104
ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО РАСПЛАВА В УСЛОВИЯХ LD-КОНВЕРТИРОВАНИЯ В ДВУХ ПАРАЛЛЕЛЬНО РАБОТАЮЩИХ БОЛЬШЕГРУЗНЫХ КОНВЕРТЕРАХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СТАТИСТИЧЕСКОГО МЕТОДА	
<i>Бондар В.И., Мельник С.Г.</i>	109
ФУТЕРОВКА СТАЛЕРАЗЛИВОЧНЫХ КОВШЕЙ И ТРЕБОВАНИЯ, ПРЕДЪЯВЛЯЕМЫЕ К ОГНЕУПОРНЫМ МАТЕРИАЛАМ И УСЛОВИЯМ ИХ ЭКСПЛУАТАЦИИ	
<i>Плохих П.А., Алексеева В.А., Возжол Н.А., Плохих П.А.</i>	118
ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ОКИСЛЕННОСТЬ КОНВЕРТЕРНОГО ШЛАКА	
<i>Сущенко А.В.</i>	127
ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ЛИТЕЙНОГО ФЛЮСА НА ОСНОВЕ СМЕСИ КРЕМНЕФТОРИДА И ФТОРИДА НАТРИЯ	
<i>Аслонов А.А., Ахмадишоев И.Ш., Наимов Н.А., Рузиев Дж.Р., Сафиев Х.</i>	137
РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ТИТАНОТЕРМИИ	
<i>Усольцев А.А., Козырев Н.А., Шевченко Р.А., Михно А.Р., Князев С.В.</i>	142
ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ ГАФНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ОТЛИВОК В СПЛАВЕ 1570	
<i>Зорин И.А., Дриц А.М., Арышенский Е.В., Коновалов С.В.</i>	149
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ГАФНИЯ И ЭРБИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ ЛИТЕЙНОЙ ЗАГОТОВКИ В ВЫСОКОМАГНИЕВОМ АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫМ СКАНДИЕМ	
<i>Арышенский В.Ю., Арышенский Е.В., Рагазин А.А., Бахтегареев И.Д., Коновалов С.В.^{1,2}</i>	156
О ВОЗМОЖНОСТИ ИНТЕНСИФИКАЦИИ ПРОЦЕССА МЕТАЛЛИЗАЦИИ ЖЕЛЕЗОРУДНОГО СЫРЬЯ	
<i>Якушевич Н.Ф., Строкина И.В., Полях О.А., Ноздрин И.В., Безрукова Е.С., Ноздрин Е.В.</i>	162
ОСОБЕННОСТИ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ, ПРОТЕКАЮЩИХ В ВАННЕ ЭЛЕКТРОПЕЧИ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ФЕРРОСИЛИЦИЯ	
<i>Якушевич Н.Ф., Полях О.А., Ноздрин И.В., Аникин А.Е., Ядыкина М.А., Комрони М.</i>	168
ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ОБРАЗОВАНИЯ ФЕРРОШПИНЕЛЕЙ	
<i>Строкина И.В., Полях О.А., Ноздрин И.В., Сюльдина С.А., Комрони М.</i>	175
ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ КАРБОТЕРМИЧЕСКОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ ОКСИДА КРЕМНИЯ В ПЕЧИ СОПРОТИВЛЕНИЯ	
<i>Полях О.А., Ноздрин И.В., Строкина И.В., Якушевич, Н.Ф., Хорощенко А.А., Комрони М.</i>	180
ИЗМЕНЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ГЛИНОЗЕМСОДЕРЖАЩЕГО ПРОДУКТА С УЧЕТОМ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ	
<i>Бурдонов А.Е., Новиков Ю.В., Шонходоев З.Ч., Хвостанцева Д.С., Максименко О.А.</i>	187
ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЧИСЛЕННЫХ МЕТОДОВ ДЛЯ ОПТИМИЗАЦИИ ПЕРЕРАБОТКИ ОКСИДНОГО ВОЛЬФРАМОВОГО СЫРЬЯ В СТРУЙНОМ ПЛАЗМЕННОМ РЕАКТОРЕ	
<i>Ноздрин И.В., Полях О.А., Лепихов В.С., Аникин А.Е., Комрони М.</i>	196
ОСОБЕННОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ТВЕРДОГО ТОПЛИВА В КОНВЕРТЕРНОЙ ПЛАВКЕ	
<i>Сафонов С.О., Лопатина А.О.</i>	205

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОНЦЕПЦИИ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ НА НАСЛЕДСТВЕННУЮ СТРУКТУРУ В СТАЛИ 09Г2С <i>Солоницын А.Р.</i>	211
ПЕРЕРАБОТКА БЕМИТ-КАОЛИНИТОВЫХ БОКСИТОВ БИСУЛЬФАТОМ АММОНИЯ: ОСАЖДЕНИЕ ГИДРОКСИДА АЛЮМИНИЯ ИЗ РАСТВОРА АЛЮМОАММОНИЙНЫХ КВАСЦОВ <i>Валеев Д.В.</i>	215
ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ CoCrFeMnNi ПРИ ИЗМЕНЕНИИ СОДЕРЖАНИЯ Fe И Mn <i>Панченко И.А., Гостевская А.Н., Коновалов С.В., Безродная Е.А., Бессонов Д.А.</i>	220
МЕТОДИКА ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ <i>Рыбенко И.А., Конголи Ф.</i>	225
СЕКЦИЯ 2: ИССЛЕДОВАНИЯ, ТЕОРИЯ И ТЕХНОЛОГИЯ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА	231
ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАХВАТА ПОЛОСЫ ПРИ АСИММЕТРИЧНОЙ ЛИСТОВОЙ ПРОКАТКЕ <i>Кожевников А.В., Смирнов А.С., Платонов Ю.В., Кожевникова И.А.</i>	231
ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ТВЕРДОГО СПЛАВА ВК10КС ПОСЛЕ ДВУХКОМПОНЕНТНОГО ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ <i>Осколкова Т.Н., Фастыковский А.Р.</i>	236
ТРАНСФОРМАЦИЯ СТРУКТУРЫ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ <i>Аксёнова К.В., Громов В.Е., Кибко Н.В., Ващук Е.С.</i>	242
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, СТРУКТУРУ И КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ В СРЕДЕ СЕРОВОДОРОДА ПРОКАТА ИЗ СТАЛИ 20 <i>Валюгин М.А., Мурсенков Е.С.</i>	248
АКТУАЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ АСИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКИ <i>Платонов Ю.В.</i>	255
СПОСОБ РАСЧЕТА СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПРОВЕДЕНИИ «МЯГКОГО» ОБЖАТИЯ ДЛЯ КОМПЕНСАЦИИ УСАДКИ НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ С ЦЕЛЬЮ СНИЖЕНИЯ ОСЕВОЙ РЫХЛОСТИ <i>Кабаков З.К., Габеляя Д.И., Чуев А.А.</i>	261
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДРЕССИРОВКИ ШИРОКИХ ГОРЯЧЕКАТАНЫХ ТРАВЛЕННЫХ ПОЛОС <i>Антонов П.В., Парфенов Н.С., Болобанова Н.Л., Тимофеева М.А.</i>	267
ОСОБЕННОСТИ ПОСТРОЕНИЯ ТАКТОВОЙ МОДЕЛИ РАБОТЫ УНИВЕРСАЛЬНОГО РЕЛЬСОБАЛОЧНОГО СТАНА <i>Головатенко А.В., Фастыковский А.Р., Мусатова А.И.</i>	272
ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЕ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ СОРТОВЫХ ПРОФИЛЕЙ ПРОКАТКОЙ <i>Фастыковский А.Р., Осколкова Т.Н., Вахроломеев В.А., Глухов М.И., Прудников А.Н.</i>	278
ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ И ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ ДЛИННОМЕРНЫХ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСОВ ПОСЛЕ ЭКСТРЕМАЛЬНО ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ <i>Кузнецов Р.В., Юрьев А.А., Шлярова Ю.А., Громов В.Е., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф.</i>	284
СИНТЕЗ КОМПЛЕКСНОЙ НОРМАТИВНОЙ МОДЕЛИ ДЛИТЕЛЬНОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПАРТИИ ПРОКАТНОЙ ПРОДУКЦИИ <i>Мусатова А.И., Кулаков С.М., Фастыковский А.Р.</i>	289

ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КОМПОЗИТА Ti/TiB, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ <i>Озеров М.С., Поволяева Е.А., Громашова Д.В., Волокитина Е.И.</i>	298
ТЕРМИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ ПРЕССОВОК ИЗ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА <i>Прудников А.Н., Прудников В.А., Рексис В.С.</i>	303
ОЦЕНКА ВОЗДЕЙСТВИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО НАГРЕВА В КИСЛОРОДСОДЕРЖАЩЕЙ СРЕДЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ <i>Афанасьев В.К., Попова М.В., Жибинова И.А.</i>	310
ПРИМЕНЕНИЕ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНОВ <i>Афанасьев В.К., Попова М.В., Прудников А.Н., Жибинова И.А.</i>	315
ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ МАРКИ К76Ф НА УДАРНУЮ СТОЙКОСТЬ МЕЛЮЩИХ ШАРОВ <i>Уманский А.А., Симачев А.С., Думова Л.В., Сафонов С.О.</i>	323
ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА С ДОБАВКАМИ ДИОКСИДА ТИТАНА <i>Хамид. Махан М., Коновалов С.В., Куценко А.А., Цветков А.В., Панченко И.А.</i>	327
ИССЛЕДОВАНИЯ И РАЗРАБОТКА ЦИФРОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ УПРАВЛЕНИЯ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ СТАЛЕЙ В ПРОЦЕССАХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ <i>Васильев А.А., Колбасников Н.Г.</i>	332
МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОКАТКИ РЕЛЬСЫ В НЕПРЕРЫВНОЙ ГРУППЕ КЛЕТЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ QFORM <i>Белопищевская Е.С., Соловьев В.Н.</i>	341
УПРАВЛЕНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СТРУКТУРОЙ ТРУБНЫХ МАРК СТАЛЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЦИФРОВЫХ ДВОЙНИКОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ <i>Колбасников Н.Г., Жуков Н.В.</i>	348
ПРИЧИНЫ И МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ ДЕФЕКТОВ ТИПА «МОРЩИНА» ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ СОРТОВОЙ СТАЛИ <i>Колбасников Н.Г., Адигамов Р.Р., Шишов И.А., Зайцев А.М.</i>	356
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МНОГОСТУПЕНЧАТОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СПЛАВЫ СЕРИИ AL-MG-Si С ИЗБЫТКОМ КРЕМНИЯ И НЕБОЛЬШИМИ ДОБАВКАМИ СКАНДИЯ И ЦИРКОНИЯ <i>Арышенский Е.В., Лапшов М.А., Солопаев М.В., Коновалов С.В.</i>	367
МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ТЕРМИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ РЕЛЬСОВ <i>Сарычев В.Д., Филяков А.Д., Чумаков И.И., Коновалов С.В.</i>	374
ВЛИЯНИЕ МЕДИ НА СТРУКТУРУ И ТЕПЛОВОЕ РАСШИРЕНИЕ СПЛАВОВ AL – 40%Si <i>Афанасьев В. К., Попова М.В., Малюх М.А.</i>	379

Научное издание

**МЕТАЛЛУРГИЯ:
ТЕХНОЛОГИИ, ИННОВАЦИИ, КАЧЕСТВО**
«Металлургия – 2022»

Труды XXIII Международной научно-практической конференции

Часть 1

Под общей редакцией А.Б. Юрьева

Технический редактор

Г.А. Морина

Компьютерная верстка

Н.В. Ознобихина

Подписано в печать 16.11.2022 г.

Формат бумаги 60x84 1/16. Бумага офисная. Печать цифровая.

Усл. печ. л. 22,8 Уч.-изд. л. 25,2 Тираж 300 экз. Заказ № 295

Сибирский государственный индустриальный университет
654007, Кемеровская область – Кузбасс, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42
Издательский центр СибГИУ